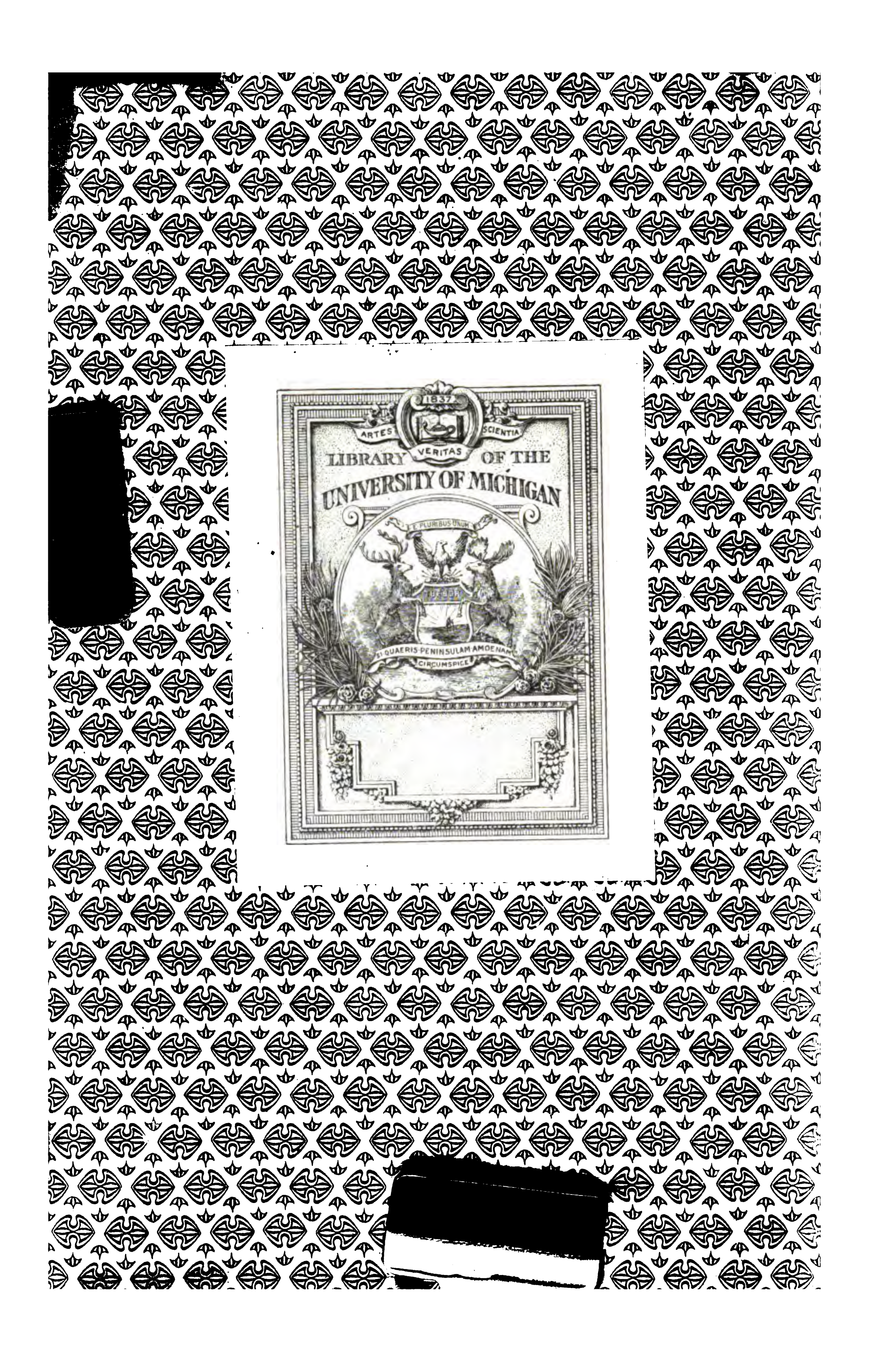
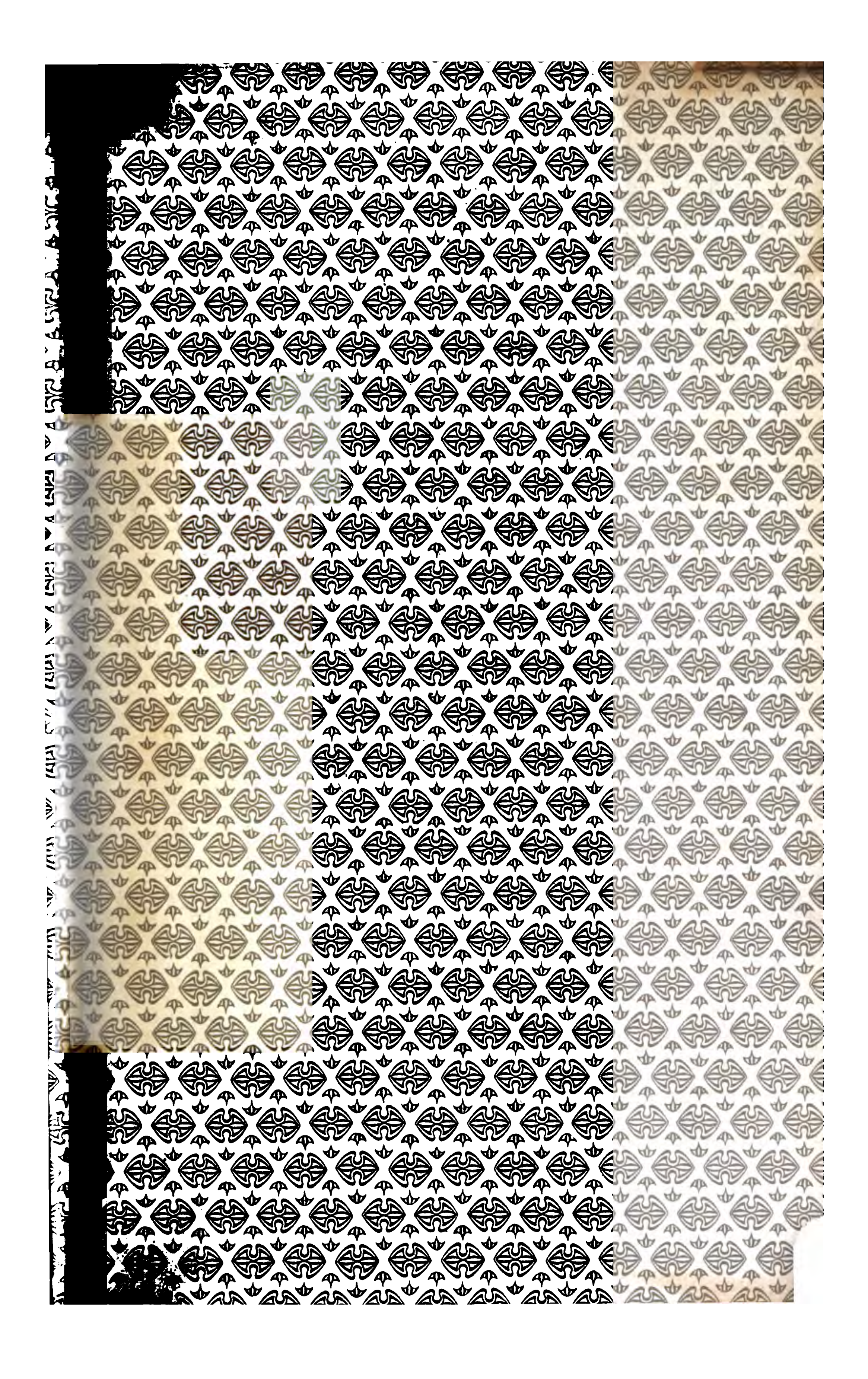

B 455068


1837
ARTES
VERITAS
SCIENTIA
LIBRARY OF THE
UNIVERSITY OF MICHIGAN
E PLURIBUS UNUM
SI QUAERIS PENINSULAM AMOENAM
CIRCUMSPICE



GRUNDZÜGE

der

SIDEROLOGIE.

Für Hüttenleute, Maschinenbauer u. s. w.
sowie zur Benutzung beim Unterrichte bearbeitet.

Von

Hanns Freiherr v. Jüptner

Privat-Docent an der k. k. Bergakademie in Leoben.
Chef-Chemiker der österr. alpinen Montan-Gesellschaft in Donawitz.

Zweiter Teil:

Zusammenhang zwischen thermischer und mechanischer Bearbeitung, Konstitution und Eigenschaften der Eisenlegierungen.

Mit XXII Tafeln und 16 Abbildungen im Text.

Leipzig.

Verlag von Arthur Felix.

1902.

Seiner lieben Frau

Victoire

in dankbarer Erinnerung an treue Mithülfe

und gemeinsames Wirken

gewidmet.

Vorwort.

Die gute Aufnahme, welcher sich der Erste Teil der „Grundzüge der Siderologie" zu erfreuen hatte, und die sich sowohl in den veröffentlichten Rezensionen als auch in dem ausserordentlichen Absatze dieses Buches und in vielen anerkennenden Zuschriften hervorragender Gelehrter an den Verfasser wie in dem Umstande ausspricht, dass schon wenige Monate nach dem Erscheinen der deutschen Ausgabe eine englische und eine russische Übersetzung in Vorbereitung kam, liefern den Beweis, dass eine einheitliche wissenschaftliche Darstellung unserer Kenntnisse vom Eisen einem wirklichen Bedürfnisse entspricht und lässt kaum einen Zweifel darüber aufkommen, dass dieser neuen Wissenschaft wohl auch in Kürze an den technischen Hochschulen und Bergakademien ein Plätzchen eingeräumt werden dürfte.

Wenn der Verfasser glaubt, dass das vorliegende Buch auch als Grundlage für solche Vorlesungen von Nutzen sein könne, so will er damit keinesfalls die Meinung ausgesprochen haben, dass diese Vorlesungen den ganzen Inhalt des Buches umfassen sollen. Dies würde auf jeden Fall zu weit gehen, und muss es natürlich den betreffenden Lehrkräften überlassen bleiben, eine dem jeweiligen Hörerkreise entsprechende Auswahl und Anordnung zu wählen.

Die Behandlung einer neuen Wissenschaft, die trotz der verhältnismässig geringen Zahl der Mitarbeiter so rasche Fortschritte macht wie die Siderologie, bietet aber aus dem Grunde ziemliche Schwierigkeiten, weil während der Bearbeitung immer neue, interessante Untersuchungen in die Öffentlichkeit treten, die noch während des Druckes Einschaltungen oder spätere Nachträge erforderlich machen. So war kurz vor dem Erscheinen des Ersten Teiles die hochwichtige Arbeit Roozeboom's über die Anwendung der Phasenlehre auf Eisenkohlenstoff-Legierungen veröffent-

licht worden, deren ausführliche Besprechung — da sie im Ersten Teile nur mehr andeutungsweise erwähnt werden konnte — erst im vorliegenden Zweiten Teile Aufnahme fand, während andere, seither veröffentlichte Arbeiten einstweilen ganz unberücksichtigt bleiben mussten.

Eine weitere Schwierigkeit bietet der Umstand, dass die einschlägigen Publikationen in zahllosen, oft schwer zugänglichen Zeitschriften verstreut sind. In dieser Beziehung wurde der Verfasser von seiten vieler hervorragenden Gelehrten durch freundliche Übersendung von Separatabdrücken wesentlich unterstützt, wofür er denselben an dieser Stelle herzlich dankt.

Was nun den Inhalt des Zweiten Teiles der Siderologie betrifft, so umfasst derselbe den Einfluss der thermischen Behandlung und der Bearbeitung von Eisenlegierungen auf ihre Konstitution, die physikalischen Eigenschaften der Eisenlegierungen in ihrem Zusammenhange mit der chemischen Zusammensetzung, dem morphologischen Gefüge und der thermischen und mechanischen Bearbeitung und die Beziehungen zwischen Konstitution, Bearbeitung und mechanischen Eigenschaften der Eisenlegierungen.

Ein dritter Teil, der die Wechselwirkungen zwischen Metall, Schlacken und anderen Agentien behandeln soll, wird den Schluss des Werkes bilden.

Mit dem Wunsche, dass der vorliegende Zweite Teil eine ebenso freundliche Aufnahme finden möge wie sein Vorgänger, möge er seine Reise antreten.

Donawitz, im Juni 1901.

Der Verfasser.

Inhalt des zweiten Teiles.

Einleitung.

Der erste Teil vorliegenden Buches hat, nach einer einleitenden Behandlung des Wichtigsten aus der Lösungstheorie und einiger physikalischer Kapitel die morphologische und chemische Konstitution der Eisenlegierungen und Schlacken, also das, was man unter Siderographie im strengsten Sinne versteht, besprochen.

Seither erschienene neue Arbeiten über die Anwendung der Lösungstheorie, welche unsere Ansichten wesentlich erweitert haben, machen es nötig, bevor wir auf die Besprechung des Zusammenhanges zwischen thermischer und mechanischer Bearbeitung, Konstitution und Eigenschaften der Eisenlegierungen eingehen können, das Bild, das im ersten Teile entworfen wurde, zu erweitern und zu ergänzen.

Bei Betrachtung der Vorgänge, die sich beim Abkühlen von Lösungen vollziehen, haben wir bisher hauptsächlich den Fall im Auge gehabt, dass zunächst einer der beiden Lösungsbestandteile im reinen Zustande zur Abscheidung gelangt, und dass der Rest der Lösung erst nachdem er eine bestimmte Zusammensetzung angenommen bei einer bestimmten Temperatur auf einmal erstarrt. Der gar nicht so seltene zweite Fall, dass nicht reines Lösungsmittel, sondern ein Gemenge beider Lösungsbestandteile (Mischkrystalle oder eine feste Lösung) abgeschieden wird, konnte damals nur andeutungsweise in Betracht gezogen werden, weil diese Verhältnisse noch nicht eingehend studiert waren.

Die inzwischen veröffentlichten Arbeiten Backhuis Roozeboom's und seiner Schüler [1]) ermöglichen es, dies jetzt nachzutragen.

1) Roozeboom: „Über die Erstarrung flüssiger Gemische tautomerer Stoffe" (Zeitschr. f. phys. Chem. 28), „Löslichkeit und Schmelzpunkt als Kriterien für racemische Verbindungen u. s. w." (Ebd.), „Erstarrungspunkt der Mischkrystalle zweier Stoffe" (Ebd. 30), „Umwandlungspunkt bei Mischkrystallen" (Ebd.), „Eisen und Stahl vom Standpunkte der Phasenregel (Ebd. 34) u. s. w." Siehe das Litteratur-Verzeichnis.

Fig. 1, Tafel I stellt in der schon im ersten Teile erwähnten Weise das Verhalten von Lösungen der Bestandteile A und B bei Temperaturänderungen dar. Die Abscissen geben die prozentuellen Mengen der beiden Lösungsbestandteile, während die Ordinaten die Temperaturen bedeuten. Nehmen wir an, dass der Bestandteil B, wenn er im Überschusse vorhanden ist, sich bei entsprechender Abkühlung im reinen Zustande ausscheide. Der Bestandteil B im reinen Zustande erstarrt bei der Temperatur B, die Gegenwart von A erniedrigt den Erstarrungspunkt, so dass eine Lösung, welche αN-Teile des Körpers A auf βN-Teile von B enthält, bei n zu erstarren beginnen wird. Bei dieser Temperatur wird sich nach unserer Voraussetzung der Körper B im reinen Zustande abzuscheiden anfangen, hierdurch wird aber der flüssig bleibende Rest der Lösung an A reicher, sein Schmelzpunkt sinkt entsprechend dieser Änderung seiner Zusammensetzung längs der Linie $B_1\,C_1$ und bei weiter fortschreitender Abkühlung wird sich neuerdings ein Teil des Körpers B abscheiden. Das geht so fort, bis endlich die durch C gegebene Zusammensetzung erreicht ist, und nur der flüssig bleibende Lösungsrest (eine eutektische Lösung) bei der Temperatur C_1 in seiner ganzen Masse (zu einem eutektischen Gemenge) erstarrt.

Oberhalb der Linie $B_1\,C_1$ haben wir nun die flüssige Lösung (oder wie man sich auch ausdrückt, eine flüssige Phase),[1]) zwischen $B_1\,C_1$ und $C_1\,D$ haben wir zwei Phasen: eine flüssige (den Rest der Lösung) und eine feste (den ausgeschiedenen Anteil des Körpers B), unter $C_1\,D$ liegen gleichfalls zwei Phasen vor, die aber beide fest sind. Diese Phasen sind aber nicht die erstarrte (eutektische) Lösung von der Zusammensetzung C und der früher ausgeschiedenen Körper B; die eutektische Lösung erstarrt ja zu einem (eutektischen) Gemenge, dessen einer Bestandteil mit dem früher ausgeschiedenen Körper B identisch ist.

Aus der Figur lässt sich auch die Menge des abgeschiedenen Bestandteiles B für jede beliebige Temperatur berechnen, denn beispielsweise für die Temperatur n_1 gilt folgende Proportion:

---

1) Mit dem Worte Phasen bezeichnet man solche Teile eines gegebenen Gebildes, die unter sich gleiche Eigenschaften haben, und sich von etwa vorhandenen anderen mit anderen Eigenschaften behafteten Teilen dieses Gebildes unterscheiden lassen.

Fig. 1.

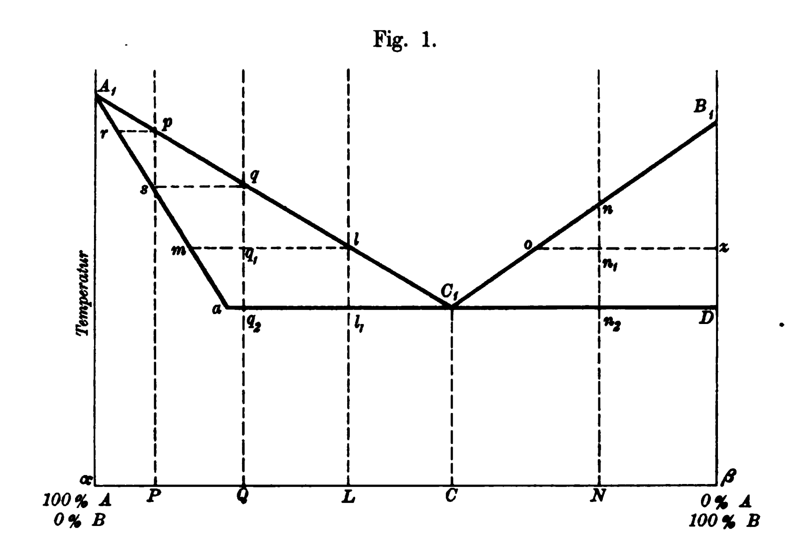
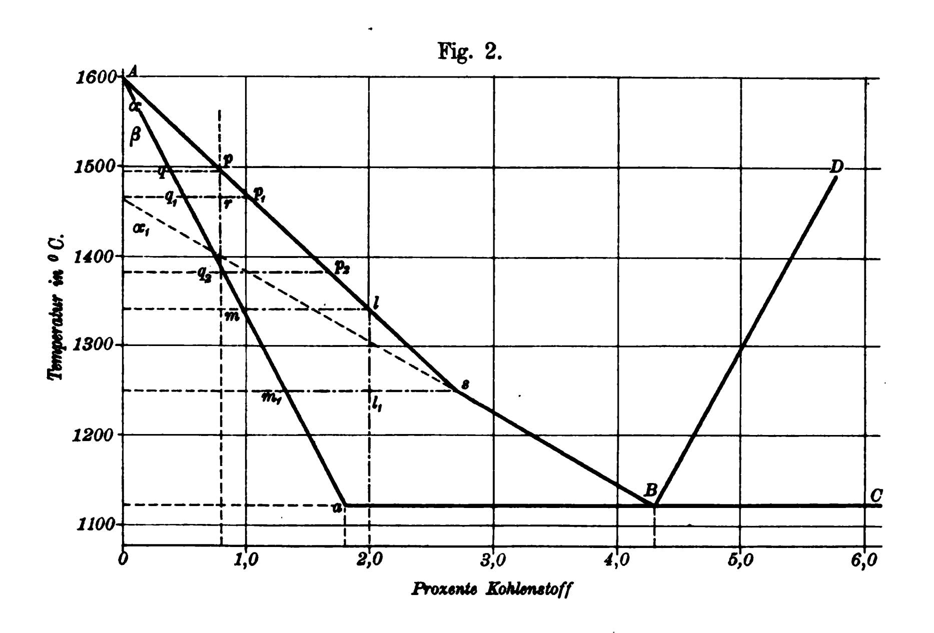


Fig. 2.



Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig.

Abgeschiedene Menge von B: Gesamt-Lösung $= o\,n_1 : o\,z$, also

$$\text{Abgeschiedene Menge von } B = \frac{o\,n_1}{o\,z} \times \text{Gesamt-Lösung}.$$

Andererseits wollen wir annehmen, dass der Bestandteil A, wenn er im Überschusse vorhanden ist, beim Abkühlen der Lösung nicht rein, sondern in Form von Mischkrystallen oder einer festen Lösung, also noch eine gewisse Menge von B enthaltend, zur Abscheidung gelange. A_1 stellt wieder den Erstarrungspunkt der reinen Substanz A dar, der durch Zusätze von B entsprechend den Linien $F_1\,C_1$ erniedrigt wird. Nach unserer Annahme kommt aber jetzt nicht die reine Substanz A zur Abscheidung, sondern ein Körper, der weniger von B enthält, als die ursprüngliche Lösung. Wir wollen voraussetzen, dass wir für Lösungen von der Zusammensetzung P, Q, L und C sowohl die Temperatur der beginnenden Erstarrung, als die Zusammensetzung des Körpers, der sich im ersten Momente der Erstarrung abscheidet, ermittelt hätten. Dieselben sind in unseren Diagrammen durch folgende Punkte bezeichnet:

Ursprüngliche Lösung	Temperatur der beginnenden Erstarrung	Zusammensetzung der ausgeschiedenen Substanz
A	A_1	A
P	p	r
Q	q	s
L	l	m
C	C_1	a

Ziehen wir durch letztere Punkte eine Linie, so giebt sie die Zusammensetzung jener Körper, welche bei den der Linie $A_1\,C_1$ entsprechenden Lösungen und Temperaturen isotherm zur Ausscheidung gelangen.

Haben wir also z. B. eine Lösung von der Zusammensetzung P, so beginnt sie bei der Temperatur p zu erstarren, wobei sich ein fester Körper von der Zusammensetzung r abscheidet. Die noch flüssig bleibende Lösung wird jetzt reicher an B sein als die ursprüngliche, ihr Erstarrungspunkt sinkt daher langsam bis q, während sich die Zusammensetzung der ausgeschiedenen Mischkrystalle allmählich von r bis s ändert. Erfolgt die Abkühlung genügend langsam, so wird sich im Verlaufe der Abkühlung die Zusammensetzung der hintereinander abgeschiedenen Substanzmengen vollständig ausgleichen, so dass bei der Temperatur q die ganze Menge

der Lösung zu Mischkrystallen von der Zusammensetzung s erstarrt sein wird. Wir haben also nicht mit einem Erstarrungspunkte, sondern mit einem Erstarrungsintervalle zu thun.

Betrachten wir nun eine Lösung von der Zusammensetzung Q, so finden wir, dass sie bei der Temperatur q unter Abscheidung von Mischkrystallen der Zusammensetzung s zu erstarren beginnt. Hierdurch wird der Gehalt der flüssig bleibenden Lösung am Bestandteile B wachsen, ihr Erstarrungspunkt wird sinken, die nun ausgeschiedenen Mischkrystalle werden reicher an B werden, bis endlich bei der Temperatur C_1 der Rest der flüssigen Lösung die Zusammensetzung C haben und auf einmal erstarren wird. Das Produkt dieser endlichen Erstarrung wird aber nicht, wie früher, ein einheitlicher Körper sein, sondern ein Gemenge von Mischkrystallen der Zusammensetzung a mit dem Körper B. Wir haben also hier oberhalb $A_1 C_1$ nur eine (flüssige) Phase, zwischen $A_1 C_1$ und $A_1 a$ eine flüssige und eine feste Phase (Mischkrystalle), zwischen $A_1 a$ und $A_1 A$ eine feste Phase (Mischkrystalle) und unter $a C_1$ zwei feste Phasen (Mischkrystalle und den Körper B).

Endlich haben wir noch den dritten Fall, eine Lösung von der Zusammensetzung C zu betrachten. Eine solche bildet oberhalb C_1 eine flüssige Phase, unter C_1 aber zwei feste Phasen (Mischkrystalle und den Körper B).

In ganz ähnlicher Weise verläuft der Erstarrungsvorgang auch in dem Falle, dass sowohl A als B nicht rein abgeschieden werden, nur erstarrt dann die eutektische Lösung zu einem Gemenge von Mischkrystallen von A mit wenig B und Mischkrystallen von B mit wenig A.

Wie wir gesehen haben, erfolgt die Erstarrung längs den Linien $A_1 C_1$ und $B_1 C_1$ nicht bei einer bestimmten Temperatur, sondern innerhalb eines Temperaturintervalles, dessen Grösse von der Zusammensetzung der Lösung und der Schnelligkeit der Abkühlung abhängt. Wir wollen diesen Erstarrungsvorgang näher ins Auge fassen, um zu erkennen, warum unsere Kühlungskurven trotzdem nur einen scharf markierten Erstarrungspunkt zeigen, und welchen Einfluss eine rasche Abkühlung auf diesen Vorgang ausübt. Als Beispiel wählen wir hierzu Eisen mit 0 bis 4,3 % Kohlenstoff nach den Angaben Roozeboom's (Fig. 2, Tafel I).

Die Berechnung des flüssig bleibenden Lösungsrestes bei vollständigem Ausgleich ist nach dem früher Mitgeteilten ohne weiteres

verständlich, hingegen muss der zweite extreme Fall, dass nämlich zwischen den hintereinander ausgeschiedenen Partien der Mischkrystalle kein Ausgleich stattfinde, noch näher besprochen werden.[1])

Nimmt man an, dass die Kurve Aa geradlinig verlaufe, während die Kurve AB aus zwei Geraden bestehe, die sich bei 1250° C. und 2,7 % Kohlenstoff schneiden[2]) und bezeichnet man die Tangenten der Neigungswinkel dieser Linien gegen die Temperaturachse folgendermaassen:

$$tg\,\alpha = a$$
$$tg\,\alpha_1 = a_1$$
$$tg\,\beta = b,$$

ferner den Schmelzpunkt des reinen Eisens mit T, den Punkt der beginnenden Ausscheidung mit t, und die Temperatur, für welche die Menge des noch flüssigen Anteiles ermittelt werden soll, mit t_1, so beträgt jener Anteil, welcher bei der Temperatur t_1 noch flüssig bleibt,

$$P = \left(\frac{T-t}{T-t_1}\right)^{\frac{a}{a-b}}$$

im Temperaturintervalle 1600° bis 1250° C. $\frac{a}{a-b}$ ist annähernd $= 2$.

Für tiefer liegende Temperaturen muss zunächst der beim Knickungspunkte flüssig bleibende Anteil ermittelt werden; dann erfolgt die weitere Berechnung in analoger Weise nach der Gleichung:

$$P_1 = P_{1250}\left(\frac{143}{1393-t_2}\right)^{\frac{a_1}{a_1-b}},$$

wobei in unserem Falle $\frac{a_1}{a_1-b}$ nahe gleich 1,4 ist.

Die Berechnungen wurden für zwei Fälle durchgeführt, um den allgemeinen Gang der Ausscheidung erkennen zu lassen.

Die Annahme einer vollständigen Ausgleichung der Zusammensetzung der hintereinander abgeschiedenen Mischkrystalle entspricht annähernd sehr langsamer Abkühlung, während die Annahme, dass jeder Ausgleich unterbleibe, einer möglichst raschen Abkühlung angenähert zukommt. Zwischen beiden extremen Fällen müssen die thatsächlich beobachteten Werte, je nach der Art der Abkühlung, liegen.

1) H. v. Jüptner, Stahl u. Eisen 1900, Nr. 23, 24.

2) Eine andere Lage der Kurven, sofern sie nur geradlinig bleiben, würde nur die Konstanten ändern, während der allgemeine Charakter der Formel ungeändert bleibt.

Die Ergebnisse dieser Berechnungen sind in folgender Tabelle zusammengestellt:

a) Stahl mit 0,5 % Kohlenstoff.

Temperatur in °C.	Flüssiger Rest (P) ohne	Flüssiger Rest (P) bei	$\frac{dP}{dT}$ ohne	$\frac{dP}{dT}$ bei	Anmerkungen
	Kohlenstoff-Ausgleich der Mischkrystalle				
1535	100,00	100,00	0,03100	0,0309	Beginn der Erstarrung.
1525	74,48	71,79	0,02001	0,0232	
1515	57,91	50,64	0,01373	0,0181	
1505	46,24	34,19	0,00981	0,0145	
1495	37,83	21,03	0,00726	0,0118	
1485	31,49	10,26	0,00552	0,0099	
1475	26,62	0,22	0,00429	0,0084	
1450	18,43	—	0,00248	—	
1400	10,33	—	0,00104	—	
1350	6,59	—	0,00056	—	
1300	4,55	—	0,00030	—	
1250	3,34	—	0,00019	—	Knickpunkt.
1130	1,26	—	0,000067	—	Eutektische Legierung.

b) Eisen mit 2 % Kohlenstoff.

Temperatur in °C.	Flüssiger Rest (P) ohne	Flüssiger Rest (P) bei	$\frac{dP}{dT}$ ohne	$\frac{dP}{dT}$ bei	Anmerkungen
	Kohlenstoff-Ausgleich der Mischkrystalle				
1340,74	100,00	100,00	0,007772	0,007773	Beginn der Erstarrung.
1330	92,15	91,98	0,006877	0,007166	
1320	85,64	85,08	0,006162	0,006663	
1310	79,09	78,64	0,005495	0,006212	
1300	74,52	72,64	0,005005	0,005804	
1290	69,44	67,03	0,004513	0,005436	
1280	65,43	60,52	0,004120	0,005102	
1270	61,50	55,43	0,003755	0,004797	
1260	57,91	50,70	0,003432	0,004519	
1250	54,62	46,22	0,003144 0,005348	0,004264 0,006191	Knick in der Kurve AB.
1240	49,68	42,84	0,004551	0,005411	
1230	45,46	37,76	0,003908	0,004770	
1220	41,82	33,26	0,003389	0,004236	
1210	38,66	29,26	0,002961	0,003787	
1200	35,88	25,67	0,002606	0,003406	
1190	33,43	22,43	0,002308	0,003080	
1180	31,25	19,49	0,002057	0,002798	
1170	29,30	16,82	0,001842	0,002554	
1160	27,55	14,37	0,001658	0,002340	
1150	25,98	12,13	0,001499	0,002151	
1140	24,55	10,06	0,001360	0,001979	
1130	23,25	8,15	0,001240	0,001837	Eutektische Legierung.

Aus den Zahlen der Tabelle ergiebt sich, wie dies ja auch nach den gegebenen Formeln selbstverständlich ist, dass bei Verhinderung des Ausgleiches auch bei niederen Kohlenstoffgehalten ein, wenn auch geringer Teil der Lösung erst beim Erstarrungspunkte der eutektischen Legierung fest wird. Wenn auch dieser extreme Fall in praxi nicht erreichbar sein dürfte, so ist doch jedenfalls ersichtlich, dass eine bedeutende Vergrösserung des Erstarrungsintervalles zu beobachten sein wird. Ebenso würde man aus solchen Beobachtungen irrtümlich eine Verlängerung der eutektischen Linie $a\,B\,C$ konstruieren, worauf hier aufmerksam gemacht werden möge. Bei Legierungen, deren Erstarrungsintervall selbst bei vollständiger Kohlenstoffausgleichung der Mischkrystalle bis zum Schmelzpunkte der eutektischen Legierung herabreicht, wird die Menge der letzteren natürlich erheblich vermehrt.

Während sich die vorstehenden Erwägungen hauptsächlich auf die quantitativen Verhältnisse der Ausscheidungen bezogen, lassen sich an der Formel für die Abscheidung auch einige auf die Kühlungskurven bezügliche Betrachtungen anstellen. Nachdem bei Ermittelung der Kühlungskurven im wesentlichen der Wärmeüberschuss gemessen wird, welchen der untersuchte Körper bei seiner Abkühlung infolge von Zustandsänderungen gegenüber einem sich nicht verändernden Körper giebt, und bei den betrachteten Fällen die Schmelzwärme der jeweils sich ausscheidenden Mengen die Ursache dieser Wärmeentwickelung ist, kann man unter der angenähert jedenfalls zulässigen Voraussetzung einer wenig variablen Schmelzwärme, die Wärmeentwickelung proportional der Ausscheidung setzen.

Die Richtungsänderung, welche eine Kühlungskurve in einem gegebenen Temperaturintervalle erfährt, hängt somit von der in diesem Temperaturintervalle sich ausscheidenden Menge des festen Körpers ab und ist also durch den Ausdruck $\frac{d\,P}{d\,T}$ charakterisiert. Je grösser dieser Wert ist, um so schärfer muss sich die Abweichung der Kühlungskurve von jener, eines sich ohne Zustandsänderung abkühlenden Körpers abheben.

Aus den für beide Fälle der Abkühlung berechneten Werten von $\frac{d\,P}{d\,T}$ lässt sich nun folgendes ersehen:

Die Ergebnisse dieser Berechnungen sind in f
zusammengestellt:

a) Stahl mit 0,5 % Kohlenstof

Temperatur in °C.	Flüssiger Rest (P) ohne	Flüssiger Rest (P) bei	$\frac{dP}{dT}$ ohne	$\frac{dP}{dT}$ bei	
	Kohlenstoff-Ausgleich der Mischkrystalle				
1535	100.00	100.00	0.03100	0.0309	Be
1525	74.48	71.79	0.02001	0.0232	
1515	57.91	50.64	0.01373	0.0181	
1505	46.24	34.19	0.00981	0.0145	
1495	37.83	21.03	0.00726	0.0118	
1485	31.49	10.26	0.00552	0.0099	
1475	26.62	0.22	0.00429	0,0084	
1450	18.43	—	0.00248	—	
1400	10.33	—	0,00104	—	
1350	6.59	—	0,00056	—	
1300	4.55	—	0.00030	—	
1250	3.34	—	0.00019	—	
1130	1.26	—	0.000067	—	

b) Eisen mit 2 % Koh

Temperatur in °C.	Flüssiger Rest (P) ohne	Flüssiger Rest (P) bei	$\frac{dP}{dT}$ ohne	$\frac{dP}{dT}$ bei
	Kohlenstoff-Ausgleich der Mischkrystalle			
1340.74	100.00	100.00	0.007772	0.0
1330	92.15	91.98	0.006877	0.0
1320	85.64	85.08	0.006162	0.0
1310	79,09	78.64	0.005495	0.
1300	74.52	72.64	0.005005	0.
1290	69.44	67.03	0.004513	0.
1280	65.43	60.52	0.004120	0
1270	61.30	55.43	0.003755	[illegible]
1260	57,91	50.70	0.003432	[illegible]
1250	54.62	46.22	0.003144 / 0.005348	
1240	49.68	42.84	0.004551	
1230	45.46	37.76	0.003908	
1220	41.82	33,26	0.003389	
1210	38.66	29,26	0,002961	
1200	35.88	25.67	0,00260[illegible]	
1190	33.43	22.43	0,0023[illegible]	
1180	31.25	19,49	0.0020[illegible]	
1170	29.30	16,82	0,0018[illegible]	
1160	27,55	14,37	0.0016[illegible]	
1150	25,98	12,13	0,001[illegible]	
1140	24.55	10,06	0,001[illegible]	
1130	23.95	8.15	0,001[illegible]	

spunkte s
…ht. Nach-
…aturen, Zeiten
Umwandlungs-
…ugehen. Sollten
…ngen, so existiert
…ach die Kurve Aa
…er von Stansfield

thermischer
arbeitung,
ischaften der
agen.

Der Beginn der Erstarrung entspricht dem Maximum der Richtungsänderung, und zwar tritt er bei beiden Arten der Abkühlung gleich scharf hervor. Bezüglich dieses Punktes dürfte also die Beobachtung kaum einen Irrtum ergeben. Die Werte von $\frac{dP}{dT}$ nehmen mit der Temperatur ab. Die Abnahme ist bei der Abkühlung ohne Kohlenstoffausgleich viel rapider, und hieraus müssen Kurven resultieren, welche keinen genauen Einblick in die Vorgänge gestatten, nachdem die Abweichungen der Kurve von der normalen dann nur ganz gering sind. Aber selbst bei vollständigem Kohlenstoffausgleiche, also bei langsamer Erkaltung, ist das Ende der Kurve wenig ausgeprägt.[1])

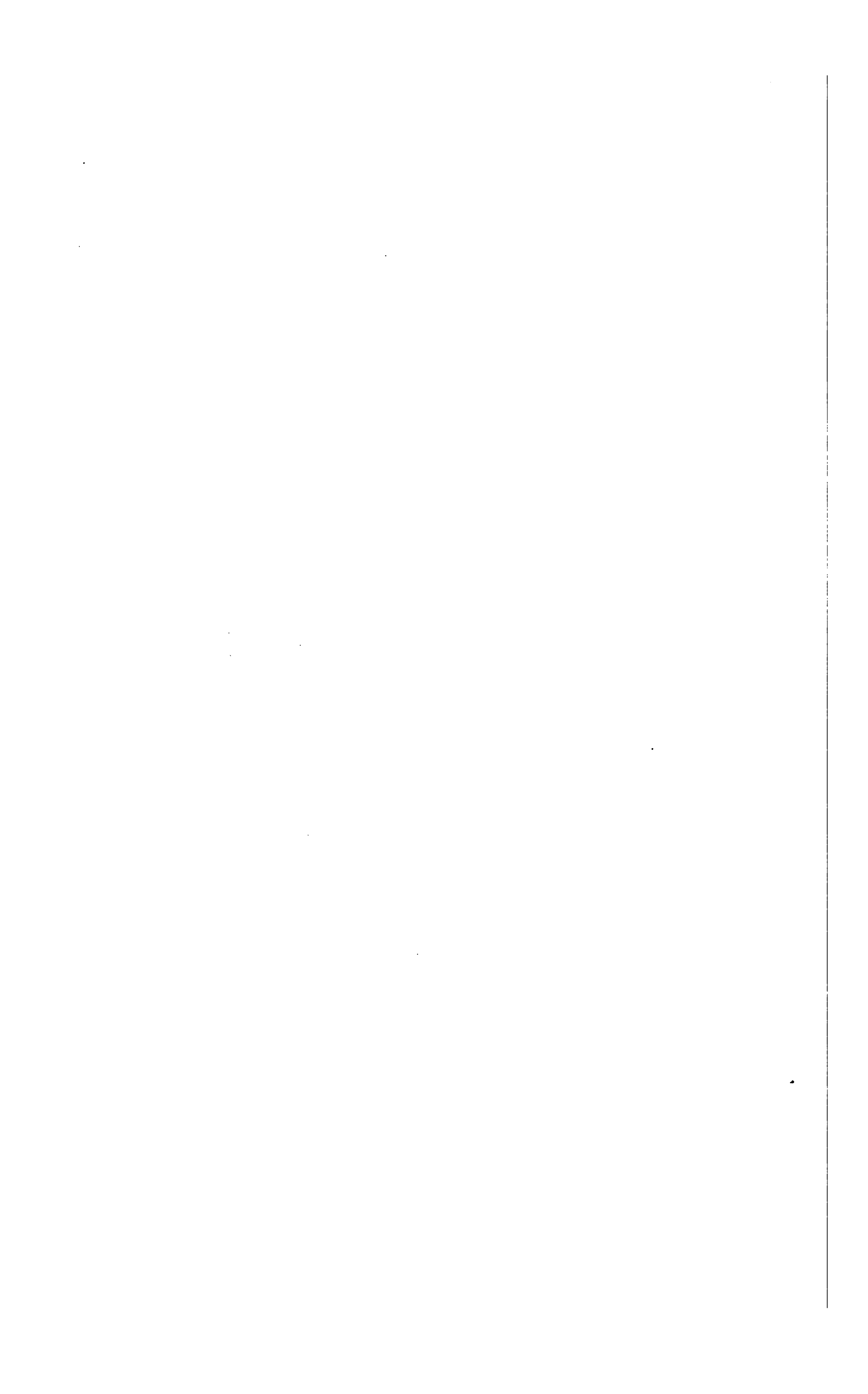
In ähnlicher Weise wie bei den Mischkrystallen lässt sich auch — unter der Voraussetzung, dass der Graphit reiner Kohlenstoff sei — die Menge des während der Abkühlung von geschmolzenem Eisen mit mehr als 4,3 % Kohlenstoff abgeschiedenen Graphites berechnen. Auch hier ist die im ersten Momente der Erstarrung abgeschiedene Graphitmenge am grössten und nimmt im Verlaufe der Abkühlung etwas ab; doch ist diese Abnahme eine so geringe, dass die Graphitabscheidung nahezu proportional der Temperaturabnahme verläuft. Bezeichnet man den Winkel $C_1 B_1 D$ (Fig. 1) mit α, die Temperatur der beginnenden Erstarrung einer Legierung von der Zusammensetzung N mit t, die Temperatur, für welche die Menge des abgeschiedenen Graphites berechnet werden soll, mit t_1, so ist letztere

$$P = \frac{(t - t_1)\, tg\, \alpha}{(t - t_1)\, tg\, \alpha + 100 - N}.$$

1) Im Anschlusse hieran sei darauf verwiesen, dass dem Knickpunkte s der Kurve AB ein plötzliches Ansteigen des Ausdruckes $\frac{dP}{dT}$ entspricht. Nachdem leider die Gewohnheit besteht, nicht die gemessenen Temperaturen, Zeiten u. s. w. zu veröffentlichen, sondern die hieraus entwickelten Umwandlungskurven zu bringen, ist es nicht möglich, dieser Thatsache nachzugehen. Sollten die Versuchsdaten aber keine Bestätigung dieser Annahme bringen, so existiert entweder der Knick in der Kurve AB nicht oder es muss auch die Kurve Aa eine entsprechende Richtungsänderung haben, was mit einer von Stansfield ausgesprochenen Ansicht übereinstimmen würde.

Zweiter Teil.

Zusammenhang zwischen thermischer und mechanischer Bearbeitung, Konstitution und Eigenschaften der Eisenlegierungen.



Erstes Buch.

Einfluss der thermischen Behandlung und der Bearbeitung von Eisenlegierungen auf ihre Konstitution.

Erstes Kapitel.

Die Roozeboom'schen Gleichgewichts-kurven.

Den Roozeboom'schen Gleichgewichtskurven[1]) liegt die Phasenregel von Gibb zu Grunde. Es handelt sich hierbei der Hauptsache nach um die Bedingungen, unter denen die Phasen eines Systemes von ein oder mehreren Bestandteilen existenzfähig sind. In der Anwendung auf Eisen und Stahl wollen wir uns auf die Betrachtung eines Systemes aus zwei Bestandteilen, Eisen und Kohlenstoff, beschränken und haben somit als Phasen dieses Systemes alle jene verschiedenen Formen zu betrachten, die in dem Systeme auftreten können. Unsere Betrachtung erstreckt sich also auf folgende Phasen: Kohlenstoff, Eisen (das nach der Allotropentheorie in drei verschiedenen Phasen: als γ-, β- und α-Eisen auftreten kann), flüssige Lösung (Schmelze), feste Lösung von Kohlenstoff in Eisen,[2]) und Eisencarbid, Fe_3C, oder Cementit. Eine Phase kann somit eine Flüssigkeit oder ein fester Körper, ein Element, ein zusammengesetzter Körper oder eine homogene Mischung beliebiger Konzentration sein. Perlit ist

---

1) Backhuis-Roozeboom: „Eisen und Stahl vom Standpunkte der Phasenlehre", Zeitschr. f. phys. Chemie **34**, 4, S. 437 ff.; Journ. Iron Steel Inst. 1900, II.

2) Wobei nicht erörtert wird, ob der Kohlenstoff als solcher oder als Carbid gelöst ist; Roozeboom betrachtet vorläufig als solche nur den Martensit.

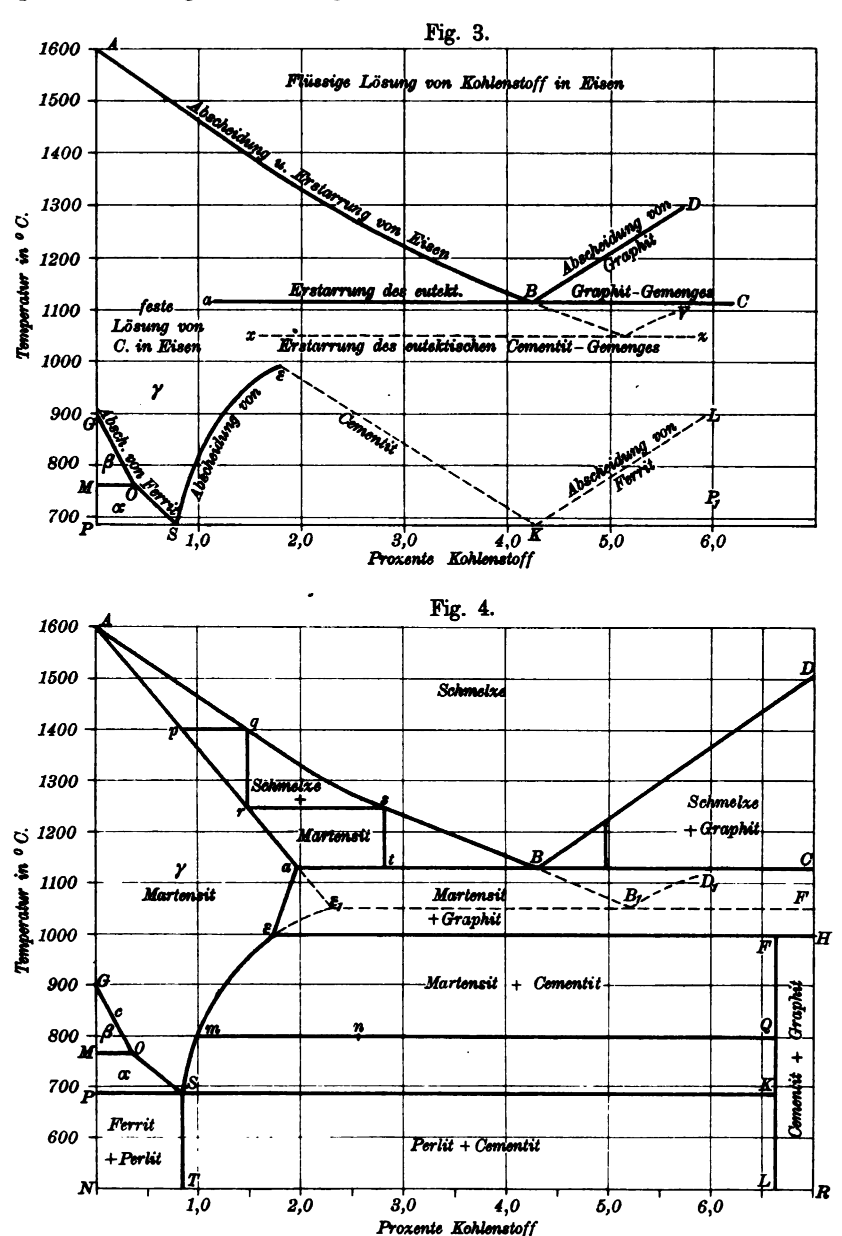
daher als Konglomerat zweier fester Phasen (Ferrit oder α-Eisen und Cementit) und nicht als einheitliche Phase aufzufassen.

Nun ergiebt sich aus thermodynamischen Grundsätzen, dass es nur eine sehr beschränkte Zahl von Wegen giebt, auf denen eine flüssige Phase aus zwei Bestandteilen sich in eine oder mehrere feste Phasen umwandeln kann und ebenso ist die Zahl der Umwandlungsarten der festen Phasen ineinander eine beschränkte. Des weiteren ist die Anwendbarkeit der Phasenlehre eine so allgemeine, dass es keinen Unterschied macht, ob wir von einer flüssigen Phase ausgehen, welche aus Wasser und einem Salz besteht, oder von einer Mischung zweier geschmolzenen Salze oder Silikate, oder von zwei Metallen, oder von Eisen und Kohle.

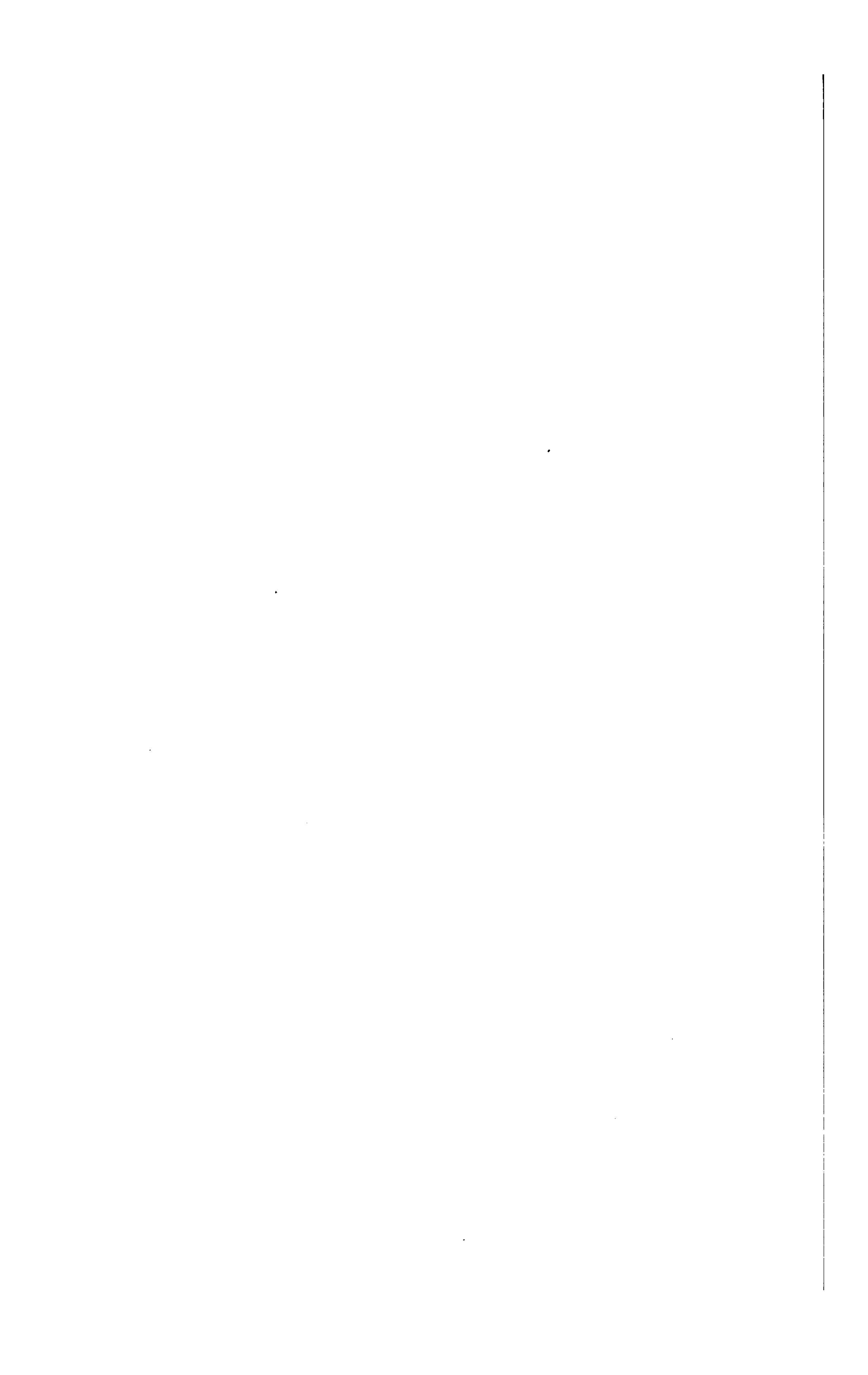
Roozeboom stützt seine Betrachtungen auf die neuesten Angaben Roberts-Austen's (Fig. 3, Tafel II) und gelangt zu den in Fig. 4, Tafel II, dargestellten Resultaten. Die Zeichnung stimmt in vielen Beziehungen mit der Roberts-Austen'schen überein und die neu hinzugefügten Linien ergeben sich hauptsächlich aus den von Roozeboom entwickelten Ansichten über die Umwandlungen fester Lösungen und den Erstarrungsprozess. Die Linien stellen erst die Beziehungen der verschiedenen Roberts-Austen'schen Kurven zueinander her.

Zunächst wollen wir die Erstarrung flüssiger Lösungen mit 0 bis 2 % Kohlenstoff betrachten. Zu diesem Zwecke hat Roozeboom die Linie *Apra* hinzugefügt und dieselbe, nachdem ihre Lage nicht genau bekannt ist, einstweilen als Gerade gezogen. Alle Lösungen mit 0 bis 2 % Kohlenstoff erstarren nun zu homogenen festen Lösungen und der Vorgang verläuft in der nachstehend beschriebenen Weise.

Wenn man in einer Lösung von der Zusammensetzung q die Horizontale qp zieht, so stellt p die Zusammensetzung der ersten sich ausscheidenden Krystalle dar. Diese enthalten notwendiger Weise weniger Kohlenstoff als die Flüssigkeit, die Erstarrungstemperatur der letzteren wird hierdurch erniedrigt und die Flüssigkeit geht nach und nach von q nach s über. Inzwischen wandeln sich die Mischkrystalle von Eisen und Kohle mit abnehmender Temperatur von der Zusammensetzung p zu r um, während die der ursprünglichen Flüssigkeit q war. Die Erstarrung erfolgt nicht bei einer und derselben Temperatur, sondern innerhalb des Intervalles qr. Ganz ebenso verhalten sich alle Eisenkohlenstoff-



Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig.



legierungen bis zu der durch den Punkt *a* gegebenen Zusammensetzung, die Roozeboom bei 2 % Kohlenstoff annimmt.

Von 2 bis 4,3 % Kohlenstoff tritt zunächst eine allmähliche Erstarrung wie zuvor ein, bis die Mutterlauge den Zustand *B* und die Ausscheidung den Zustand *a* erlangt hat. Nun erstarrt die Mutterlauge nach Roberts-Austen's Angaben bei der konstanten Temperatur von 1130° C. zu einem Konglomerate von Kohlenstoff (Graphit) und Mischkrystallen von der Zusammensetzung *a* (also mit ungefähr 2 % Kohlenstoff).

Bei 1130° C. stehen eine flüssige Lösung von 4,3 % Kohlenstoff, Graphit und eine feste Lösung mit 2 % Kohlenstoff (Martensit) miteinander im Gleichgewichte und thatsächlich können in einem Systeme von zwei Bestandteilen bei konstanter Temperatur nicht mehr als drei Phasen koëxistieren.

Alle Punkte in dem Bezirke oberhalb der Kurve *AB* stellen flüssige Lösungen verschiedener Temperatur und Konzentration dar; dieser Bezirk möge daher der „Bereich der flüssigen Phasen" genannt werden. Analog stellen die Punkte unterhalb *Aa* verschiedene feste Lösungen dar, deren jede, ohne durch abnehmende Temperatur eine Veränderung zu erleiden, so lange bestehen kann, als die Vertikale, die ihrer Zusammensetzung entspricht, nicht eine neue Kurve schneidet.

Im Raume *AaB* verhält es sich hingegen anders. In diesem Bereiche stellt ein Punkt keineswegs eine homogene Phase dar, sondern einen Komplex zweier Phasen. Betrachten wir beispielsweise einen Punkt der Linie *pq*. Bei dieser Temperatur können, wie wir gesehen haben, die flüssige Phase *q* und die feste Lösung *p* in Berührung miteinander bestehen, aber eine Flüssigkeit mit weniger Kohlenstoff als *q* und ein fester Körper mit mehr Kohlenstoff als *p* sind bei der gegebenen Temperatur unmöglich. Infolgedessen kann ein Punkt zwischen *p* und *q* nur einen Komplex der flüssigen Phase *q* und der festen Phase *p* in bestimmten Mengenverhältnissen bezeichnen. Je näher der Punkt von *p* liegt, desto grösser ist der Anteil der festen Lösung und umgekehrt. Welcher Zustand sich bei einer gegebenen Temperatur einstellen wird, hängt von der ursprünglichen Konzentration der Flüssigkeit vom Beginn der Erstarrung ab.

Dasselbe wird in jenen anderen Räumen der Fall sein, in denen (Fig. 4, Tafel II) die Namen zweier Phasen eingeschrieben sind. Dort

bezeichnen die Punkte einen Komplex zweier Phasen, die durch die Endpunkte einer Horizontalen gegeben sind, welche man durch das betreffende Feld zieht. So stellt der Punkt n ein Konglomerat von Martensit der Zusammensetzung m und Cementit der Zusammensetzung o dar, indem die Senkrechte $L F$ Cementit bedeutet.

Flüssige Lösungen mit mehr als 4,3 % Kohlenstoff scheiden Graphit aus, während sie durch das Feld zwischen $B D$ und $B C$ hindurchgehen.[1]) Die Mutterlauge geht von D nach B über und erstarrt bei 1130° C. vollständig zu Martensit und Graphit.

Zunächst wollen wir das Verhalten jener Mischkrystalle verfolgen, welche unterhalb der Kurve $A a$ existenzfähig sind. Roozeboom hat die Roberts-Austen'schen Kurven $O S$ und $S E$ unverändert beibehalten und sich der Auffassung angeschlossen, dass längs dieser Linien eine Ausscheidung von β-Eisen, α-Eisen und Cementit erfolge. Dass eine feste Lösung überhaupt im Stande sei einen ihrer Bestandteile oder einen zusammengesetzten Körper ebenso, wie eine flüssige Lösung bei der Abkühlung auszuscheiden, war noch vor wenigen Jahren eine ganz unbekannte Thatsache, ist aber nun bereits in mehreren Fällen von Roozeboom's Schülern nachgewiesen und studiert worden.

Die Existenz dreier allotroper Formen des Eisens, deren Entdeckung wir Osmond verdanken, ist durchaus kein vereinzelter Fall. Die Untersuchungen der letzten Jahre haben unsere Kenntnisse über die Allotropien fester Körper sehr vermehrt und zur Erkenntnis geführt, dass es eine grössere Besonderheit eines Körpers ist, keine Allotropie zu zeigen, als diese Eigenschaft zu besitzen. Bei den Metallen können wir gerade jetzt das Zinn anführen, welches einen Umwandlungspunkt bei 20° C. besitzt, während die Umwandlung des γ-Eisens in β-Eisen bei 890° C. erfolgt. Die Aufeinanderfolge dreier solcher Zustände beim Eisen ist um so weniger erstaunlich, als Ammoniumnitrat vier solche aufweist. Überdies lassen sich die Umwandlungen der Martensitkrystalle mit 0 bis 0,86 % Kohlenstoff nur dann ver-

1) Hier sind zwei Punkte fraglich: 1. Ist der ausgeschiedene Graphit reiner Kohlenstoff, oder ist er eine feste Lösung von Eisen im Kohlenstoff? 2. Behält der ausgeschiedene Graphit seine Eigenschaften bis zum Schmelzpunkte bei, oder erleidet er bei höheren Temperaturen eine Umwandlung?

nunftgemäss erklären, wenn die Existenz dreier Formen des Eisens zugegeben wird. Das richtige Verständnis dieser Erscheinungen war jedoch dadurch verzögert worden, dass keine ähnlichen, bei einer passenderen Temperatur sich abspielenden Vorgänge bekannt waren. Heute kann man auf die vollständige Analogie der Linien *GO* und *OS* mit den Kurven hinweisen, welche den Verlauf der Ausscheidung der verschiedenen Modifikationen des Ammoniumnitrates aus einer flüssigen Lösung, je nach der Menge des vorhandenen Wassers darstellen. Die gleichen Erscheinungen treten bei der Ausscheidung des festen Thalliumnitrates oder Silbernitrates aus ihren geschmolzenen Mischungen auf.

Roozeboom's Untersuchungen über Mischkrystalle haben denselben jedoch noch weiter veranlasst die Möglichkeit ins Auge zu fassen, dass auch β- und α-Eisen eine gewisse Menge Kohlenstoff in fester Lösung enthalten können, wenn gleich weniger als γ-Eisen. Wir werden hierauf später eingehen.

Bei den Eisen-Kohlenstoff-Legierungen mit mehr als 2 % Kohlenstoff weichen Roozeboom's Anschauungen mehr von denen Roberts-Austen's ab. Unter der Linie *aBC* sollte unter gewöhnlichen Umständen nur ein festes Konglomerat zweier Phasen, nämlich von Graphit und von Martensit mit 2 % Kohlenstoff vorhanden sein. Um anzudeuten, dass der Kohlenstoffgehalt des Martensites gleichzeitig mit der Temperatur abnimmt, hat Roozeboom die Linie *aE* gezogen, welche auf eine neuerliche Abscheidung von Graphit hindeuten würde. In der Gegend von 1000° C. trifft *aE* mit der Roberts-Austen'schen Cementitkurve *SE* zusammen. Dies kann nur bedeuten, dass im normalen Falle des stabilen Gleichgewichtes bei 1000° C. eine plötzliche Umwandlung des Graphites in Carbid (Cementit) eintritt nach der Gleichung:

$$\text{Martensit (mit 1,8 \% } C) + \text{Graphit} = \text{Cementit } (Fe_3C).$$

Für diesen Vorgang konnte Roozeboom bisher nur zwei entfernte Analogien auffinden, die beide in seinem Laboratorium studiert worden waren, nämlich die Umwandlung von *d* und *l* Kampheroxym in die racemische Verbindung und die in fester Lösung stattfindende Umwandlung von HgJ_2 und AgJ in die Verbindung $HgJ_2 . 2AgJ$. Dies sind die allerersten Beispiele, bei denen die Umwandlung einer festen Lösung in eine Verbindung

beobachtet wurde. Beiden kommt indes die Eigentümlichkeit zu, dass bei höheren Temperaturen die Zusammensetzung der Mischkrystalle schon dem Verhältnisse entspricht, in welchem die Komponenten zur Verbindung zusammentreten. Hingegen ist bei 1000° C. keine feste Lösung möglich, deren Kohlenstoffgehalt demjenigen des Eisencarbides gleich kommt. Wir hätten also ein Beispiel jener zweiten Art der Bildung von Verbindungen vor uns, wie sie oft in wässerigen Salzlösungen auftritt:

Salzlösung + wasserfreies Salz = Hydrat des Salzes.

Die Bildung von Eisencarbid aus Martensit wäre zweifellos die analoge Bildung einer Verbindung aus einer festen Lösung; aber in diesem läge der Umwandlungspunkt bei 1000° C., d. h. nur bei dieser Temperatur könnten drei Phasen koëxistieren und daher müsste bei dieser Temperatur die Umwandlung aller Gemenge von Martensit und Graphit eintreten. Die Grenzlinie *EFH* müsste horizontal verlaufen.

Um die vielen unregelmässigen Resultate, welche sich bei kohlenstoffreichen Eisenlegierungen ergeben, zu erklären, hat Roozeboom eine Reihe von Betrachtungen angestellt, auf welche hier nicht eingegangen werden kann. Eine wichtige Rolle spielen hierbei die Verzögerungen, die in allen Umwandlungsprozessen während der Abkühlung möglich sind. Auch muss jener Einfluss berücksichtigt werden, den während der Periode der Erstarrung und der zunächst darauf folgenden Periode (oberhalb 1000° C.) auftretende Spannungen auf die Bildung von Cementit ausüben können.

Die Roberts-Austen'schen Kurven *EK* und *KL* (Fig. 3, Tafel II) hält Roozeboom für unmöglich.[1])

Die gerade Linie *PSK* bei 690° C. hingegen ist vollständig in Übereinstimmung mit der gewohnten Auffassung, dass sie der Umwandlung der restierenden festen Lösung mit 0,86 % Kohlenstoff (Punkt *S*) in ein Konglomerat von α-Ferrit und Cementit entspricht, das unter dem Namen Perlit bekannt ist. Derselbe verwandelt sich bei steigender Temperatur rechts von *S* in Martensit, der von Cementit begleitet ist, während links von *S* Martensit und α-Ferit gebildet wird. 690° C. ist somit ebenfalls ein Umwandlungspunkt.

1) Ebenso der Verfasser.

Fig. 5.

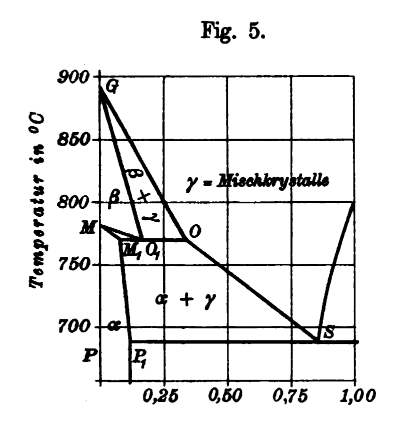


Fig. 6.

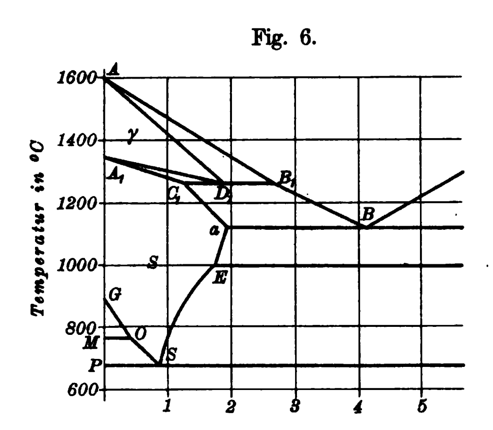
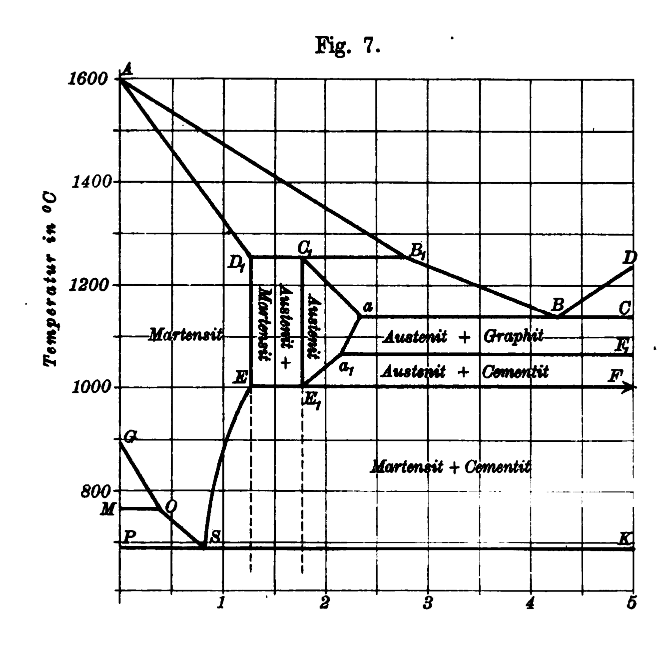


Fig. 7.



Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig

Bei rascher Abkühlung kann man nicht nur durch die Kurven GO, OS und ES, sondern auch durch den Umwandlungspunkt bei 690° C. hindurchkommen und so den γ-Zustand des Eisens selbst bei gewöhnlicher Temperatur in Form von Mischkrystallen oder als feste Lösung erhalten, worauf der Härtungsvorgang beruht.

Wie schon erwähnt, hat Roozeboom auch die Möglichkeit in's Auge gefasst, dass selbst β- und α-Eisen noch etwas Kohle in fester Lösung enthalten könne. Diese Verhältnisse sind in Fig. 5, Tafel III dargestellt. Zur Kurve GO gehört jetzt eine zweite Kurve GO^1; die auf einer Horizontallinie liegenden Punkte dieser beiden Kurven geben die Kohlenstoffgehalte der Mischkrystalle mit γ-, beziehungsweise mit β-Eisen an, die bei derselben Temperatur nebeneinander bestehen können. Ebenso gelten MO^1 und MM^1 für die Mischkrystalle mit β- und α-Eisen, OS und M^1P^1 für diejenigen mit γ- und α-Eisen.

Roozeboom hat (willkürlich) den Punkt O^1 bei 0,15 % Kohlenstoff und M^1 bei 0,05 % Kohlenstoff angenommen. Für alle Legierungen mit weniger als 0,15 % Kohlenstoff vollzieht sich jetzt die Umwandlung $\gamma \longrightarrow \beta$ vollständig im Temperaturintervalle zwischen den Kurven GO und GO^1; daher ist dieses Intervall desto kleiner und also der Umschlag desto ausgesprochener, je kleiner der Kohlegehalt ist, während in Fig. 3 die Umwandlung für alle Konzentrationen gleichmässig verteilt war. Für die Legierungen mit 0,15 bis 0,35 % Kohlenstoff ist diese Umwandlung eine teilweise, indem zuletzt ein Konglomerat von β-Mischkrystallen mit 0,15 % Kohlenstoff (O^1) und γ-Mischkrystallen mit 0,35 % Kohlenstoff (O) entsteht.

Die Umwandlung von β- in α-Eisen findet jetzt nicht bei einer Temperatur statt wie in Fig. 3, sondern teilweise längs der Kurven M^1O^1 und MM^1 bei Temperaturen, die in Fig. 5 von 780° (angenommen für reines β-Eisen) bis 770° für Mischkrystalle mit 0,05 % Kohlenstoff herabgehen. Von 0,05 bis 0,35 % Kohlenstoff geschieht jetzt wie früher die Umwandlung $\beta \longrightarrow \alpha$ bei 770°. Die Art dieser Umwandlung ist aber jetzt geändert. Bei 770° können wir Konglomerate haben von α-Mischkrystallen mit 0,05 % Kohlenstoff (M^1) und von β-Mischkrystallen mit 0,2 % Kohlenstoff (O^1) oder von diesen und von γ-Mischkrystallen mit 0,35 % Kohlenstoff (O).

Nach der Umwandlung resultieren nun Konglomerate von α-Mischkrystallen mit 0,05 % Kohlenstoff und γ-Mischkrystallen mit 0,35 % Kohlenstoff. Die Umwandlung ist also

β-Krystalle (0,2 % C) $\rightleftarrows$ α-Krystalle (0,05 % C) + γ-Krystalle (0,35 % C).

Aus diesem Grunde wird jetzt die Umwandlung bei 0,2 % Kohlenstoff am grössten sein und beiderseits abnehmen, während die Wärmeentwickelung bei 770° in Fig. 3 von 0 bis 0,35 % Kohlenstoff abnehmen müsste.

Roozeboom hat diesen Fall nur aus dem Grunde behandelt, um auf die komplizierten Verhältnisse aufmerksam zu machen, welche vielleicht bei späteren feineren Untersuchungen zu Tage treten können.

Hier treten also drei neue Gebiete auf. GMO^1 für β-Mischkrystalle, PMM^1P^1 für α-Mischkrystalle, MM^1O^1 für β- und α-Mischkrystalle. Im Gebiete P^1M^1OS sind α-Mischkrystalle statt reinem α-Eisen neben γ-Mischkrystallen aufgetreten, weil aber ihr Kohlenstoffgehalt sehr gering ist, ist die Umwandlung bei Temperaturerniedrigung fast ungeändert geblieben. Die Umwandlung bei 690° erstreckt sich jetzt nur bis P^1 statt bis P und daher findet sie nach dem Schema statt:

γ-Krystalle $S \rightleftarrows$ Cementit + α-Krystalle P^1.

Auch hier ist die Änderung gegenüber Fig. 4 nur gering.

Roozeboom hat auch zwei Versuche gemacht, den Austenit in das System einzureihen, die hier, der Vollständigkeit wegen, angeführt werden sollen, obwohl die noch sehr spärlichen Daten über Austenit noch nicht hinreichen, diese Frage endgiltig zu entscheiden. Roozeboom sagt darüber:

Da der Austenit nur bei starker Abkühlung erhalten werden kann, scheint er, ebenso wie Martensit, bei gewöhnlicher Temperatur eigentlich metastabil zu sein. Dieser Umstand und sein Auftreten neben Martensit machen es wahrscheinlich, dass er noch eine besondere Art von Mischkrystallen bildet, die nur bei höheren Kohlegehalten auftreten. Zweierlei Voraussetzungen können hierbei gemacht werden.

Entweder ist der besondere Zustand des Eisens, welcher in diesen Mischkrystallen auftritt, innerhalb gewisser Temperaturen stabil oder er ist im freien Zustande nicht stabil.

Im ersteren Falle sind wir darauf angewiesen, eine Beziehung mit einer Umwandlung zu suchen, welche in der Gegend von 1300 bis 1400° noch im Eisen stattzufinden scheint, und welche von Osmond und Wrightson[1]) angenommen wird. Wir wollen die neue Eisenmodifikation δ-Eisen nennen, und wenn wir einen Umwandlungspunkt A^1 zwischen γ- und δ-Eisen annehmen (bei 1350°), würde der Zusammenhang der Erscheinungen wie in Fig. 6, Tafel III, aussehen können. Hierbei ist angenommen, dass sich aus den geschmolzenen Legierungen mit wenig Kohle zuerst γ-Mischkrystalle abscheiden (Kurve AB^1 und AD^1), dass diese sich aber bei Temperaturen, die von etwa 1350 bis 1250° gehen, in δ-Mischkrystalle umwandeln (Kurven A^1D^1 und A^1C^1) und dass bei 1250° (Linie $C^1D^1B^1$) alle γ-Krystalle sich in δ-Krystalle + Lösung transformieren.

Um die Nichtexistenz des Austenites (δ) bei geringem Kohlenstoffgehalt zu erklären, müsste man dann annehmen, dass die Umwandlung auf A^1D^1 und A^1C^1 immer ausbliebe. Um die Koëxistenz beider in der Gegend von 1,5 % Kohlenstoff zu erklären, wäre hingegen nötig, dass die Umwandlung auf $C^1D^1B^1$ stets, aber nur teilweise stattfände und sich dadurch die γ-Form bei niedriger Temperatur unbedingt erhalten liesse.

Man kann aber eben so gut die Sache auch umkehren und δ oberhalb A^1 annehmen, γ aber darunter. Dann wären wieder andere Voraussetzungen nötig, die ebenso willkürlich erscheinen. Von der Linie $C^1D^1B^1$ ist bisher nichts bemerkt worden, doch konnte in der Kurve AB bei B^1 ein kleiner Knick angenommen werden. Die Genauigkeit der Versuche und ihr Umfang ist jedoch nicht gross genug, um aus denselben Schlüsse zu ziehen. Es wären daher thermische oder dilatometrische Versuche sehr wünschenswert, um hierüber Klarheit zu erhalten. Nach Wrightson's Angabe scheint es aber auch nicht unmöglich, dass wir es bei A^1 nicht mit einer scharfen Umwandlung zu thun haben, sondern dass es sich hier um eine, über ein grösseres Temperaturintervall ausgedehnte, graduelle Umwandlung handelt.

Roozeboom hält daher eine zweite Art des Zusammenhanges, bei welcher die Abscheidung von Austenit-Mischkrystallen aus kohlenreicheren Lösungen angenommen wird,

---

1) Fifth Report of the Alloys Research Committee p. 87—88.

die keiner im reinen Zustande stabilen Modifikation des Eisens entsprechen, für wahrscheinlicher, um so mehr, als nach seinen früheren Studien [1]) gewisse Salzkombinationen auf die Möglichkeit solcher Erstarrungstypen hinweisen. Der Zusammenhang liesse sich dann etwa wie in Fig. 7, Tafel III darstellen.

Längs der Kurve AB^1 fände die Erstarrung zu Martensit-Mischkrystallen, längs der Kurve B^1B dagegen zu Austenit statt. Die Serie der Mischkrystalle wäre dann nicht unterbrochen, sondern bei etwa 1250° würde der Übergang zwischen Martensit (D^1) und Austenit (C^1) erfolgen. Diese Punkte würden dann nach Osmond's Untersuchungen [2]) etwa 1,3 und 1,8 % Kohlenstoff entsprechen. In solcher Weise würde man aus Schmelzen mit 0 bis 2,8 % Kohlenstoff Martensit mit 0 bis 1,3 % Kohlenstoff bekommen (AD^1) und aus Schmelzen mit 2,8 bis 4,3 % Kohlenstoff Austenit mit 1,8 bis vielleicht 2,3 % Kohlenstoff (C^1a). Hieraus würde ein Stillstand in der Abkühlung bei der Erstarrung von Mischungen mit 1,3 bis 2,8 % Kohlenstoff und eine totale Erstarrung von Mischungen mit 1,3 bis 1,8 % Kohlenstoff bei 1250° folgen. Allerdings haben die bisherigen Untersuchungen keinen Haltepunkt auf der Linie $D^1C^1B^1$ erkennen lassen. Doch können sie möglicherweise unvollständig gewesen sein.

Die Punkte D^1 und C^1 sollen die Zusammensetzung der Martensit- und Austenit-Mischkrystalle angeben, welche nebeneinander bestehen können. Alle intermediären Gemische beständen dann aus einem Konglomerate beider, wie dies Osmond gefunden zu haben glaubt. Roozeboom hat von D^1 und C^1 die beiden Vertikalen D^1E und C^1E^1 nach abwärts gezogen, also angenommen, dass sich die Konzentration beider Mischkrystalle beim Abkühlen nicht ändere, doch ist hierüber nichts näheres bekannt.

Wird nun eine Legierung mit mehr als 1,3 % Kohlenstoff rasch abgekühlt, so wird der Komplex Martensit D^1 und Austenit C^1 bis zur gewöhnlichen Temperatur unverändert beibehalten und kann daher, wie Osmond fand, bei 1,57 % Kohlenstoff etwa aus gleichen Anteilen beider bestehen.

Wird aber ein solches Konglomerat langsam gekühlt, so steht bei etwa 1000° eine Umwandlung zu erwarten, weil die Linie

1) Zeitschr. f. phys. Chemie **30,** S. 406.

2) Compt. rend. **121,** p. 684 und **128,** p. 1396.

D^1E dort auf die Kurve ES für Martensit + Cementit stösst. Die Austenitkrystalle E^1 (1,8 %$_0$ Kohlenstoff) werden sich dann in Martensitkrystalle E (± 1,8 % Kohlenstoff) und Cementit (F) zerlegen. Daher würde das Gebiet der Konglomerate von Martensit und Austenit bei langsamer Kühlung sich nicht weiter ausdehnen als bis $E^1 E$. Darunter wird es zu Martensit + Cementit und nachher bei 690° zu Perlit + Cementit.[1])

Wenn diese Annahme sich als richtig erweisen würde, so beeinflusst sie auch die Auffassung der Erscheinungen in den Legierungen mit mehr als 2 % Kohlenstoff. Die Erstarrung in B wäre dann nicht eine Erstarrung zu Martensit + Graphit, sondern zu Austenit + Graphit (Gebiet $B a a^1 F^1$). Auf der Linie $a^1 F^1$ fände dann die Cementitbildung aus Austenit + Graphit statt und auf der Linie EF die Zerlegung von Austenit in Martensit + Cementit. Da der Zustand aller dieser Legierungen bei höheren Temperaturen noch nicht genügend feststeht, ist vorläufig Raum genug für die gemachten Voraussetzungen, und in den langsam gekühlten Legierungen kommt alles auf das nämliche Resultat heraus, als ob wir nämlich gar keinen Austenit angenommen hätten.

Zu den genannten Gebieten würde sich zuletzt das Gebiet $C^1 a a^1 E^1$ für homogene Austenitkrystalle hinzufügen. Da Osmond bemerkt hat, dass bei höheren Kohlenstoffgehalten als 1,6 % der Austenit sogar bei rascher Abkühlung sehr leicht Cementit ausscheidet und dadurch selbst an Menge abnimmt, wird es wohl unmöglich sein, jemals reine Austenitkrystalle bei gewöhnlicher Temperatnr zu erhalten, was für Martensit so leicht gelingt.

Das Gebiet $C^1 a a^1 E^1$ wäre also nur durch Bestimmung der Grenzkurven bei langsamer Abkühlung zu konstatieren.

---

1) Aus dieser Annahme erklärt sich, warum das Abschrecken der Legierungen von einer Temperatur oberhalb 1000° stattfinden muss, wenn man Austenit erhalten will.

Merkwürdigerweise scheinen aber die Umwandlungen, welche bei dieser Härtung ausbleiben, dennoch wieder stattzufinden, wenn man die Legierung in flüssiger Luft kühlt (Osmond). Die Gegenwart des Austenites hat also die Temperatur der maximalen Umwandlungsgeschwindigkeit, welche bei etwa 1 % Kohlenstoff bei 600° liegt, stark erniedrigt. Siehe über ähnliche Änderungen bei der Umwandlung des Zinnes: Cohen, Ztschr. f. phys. Chemie **33**, S. 57.

Zweites Kapitel.

Andere Gleichgewichtskurven.[1])

Die von Roozeboom bei etwa 1000° C. angenommene Umwandlung von

$$\text{Martensit} + \text{Graphit} \rightleftarrows \text{Cementit}$$

ist theoretisch ganz gut möglich; allein es entsteht da eine Schwierigkeit in dem Umstande, dass 1. langsam abgekühltes Eisen mit mehr als 2 % Kohlenstoff nach Roozeboom's eigenen Bemerkungen wohl immer Graphit enthält, und 2. dass kohlenstoffreiche Eisenlegierungen bei rascher Abkühlung zwar keinen Graphit enthalten und weisses Eisen geben, bei rascher Abkühlung jedoch erhebliche Mengen Graphit abscheiden. A. Stansfield[2]) sagt darüber folgendes:

Die Lösungstheorie scheint zu fordern, dass sich die Linie (SE in Fig. 4) von E aus horizontal fortsetze (wie Roozeboom angiebt); dies würde aber anzeigen, dass die Menge des Cementites entweder konstant bleiben[3]) oder mit dem Kohlenstoffgehalte wachsen müsse. Wenn dies auch bis zu einem gewissen Maasse in weissem Roheisen der Fall ist, so wissen wir doch, dass steigender Kohlenstoffgehalt, besonders bei sehr langsamer Abkühlung, die Cementitmenge verringert. Roozeboom's Anschauung nötigt zu der Voraussetzung, dass sich aller Graphit, welcher bei der Erstarrung ausgeschieden wurde, bei 1050° zu Cementit verbinde, dass dieser Prozess mit steigendem Kohlenstoffgehalte immer mehr um sich greife, und dass Eisen mit 6,6 % Kohlenstoff nach genügend langsamer Abkühlung nur aus Cementit bestehe, während die gewöhnliche Erfahrung lehrt, dass unter diesen Umständen eine grosse Menge Graphit und nur wenig Cementit auftritt.

---

1) Da die verschiedenen Ansichten sowohl, als die vorliegenden Beobachtungen noch nicht in völligen Einklang zu bringen sind, müssen dieselben hier ausführlicher besprochen werden.

2) The present position of the solution theory of carburised Iron, Part II (Journ. Iron Steel Inst. 1900, II).

3) Das ist wohl nicht richtig oder kann doch wenigstens erst bei einem 4,3 % überschreitenden Kohlenstoffgehalte der Fall sein.

Hieraus folgt, dass bei den in Rede stehenden Temperaturen der Cementit kein wirklich stabiler Körper ist.

Die Thatsache, dass langsam gekühltes kohlenstoffreiches Eisen nur sehr wenig gebundenen Kohlenstoff enthält, ist bezüglich des Roheisens lange bekannt; doch werden hier die Verhältnisse durch die gleichzeitige Anwesenheit von Silicium etwas komplizierter. Percy[1]) dürfte der erste gewesen sein, der mit reinen Materialien arbeitete. Er schmolz reines Eisen mit Lampenruss in Tiegeln und erhielt ein Roheisen mit etwas mehr als 4 % Graphit und mit kaum wahrnehmbaren Mengen von gebundenem Kohlenstoff. Spätere Versuche mit gleichem Ergebnisse sind im Journal of the Iron and Steel Instituts beschrieben. Zu einem ganz ähnlichen Ergebnisse führten auch neue Versuche Stansfield's.

Alle diese Umstände leiten zu der Ansicht, dass sich der Graphit bei der langsamen Abkühlung auf 1050° nicht nur nicht mit dem Eisen verbinde, sondern dass auch der Kohlenstoff, welcher bei höheren Temperaturen gelöst war, sich nicht als Cementit, sondern als Graphit abscheide, wenn das Metall genügend langsam abgekühlt wird.

Nach der Phasenregel kann ein Kohlenstoffüberschuss nur entweder als Cementit oder als Graphit zugegen sein, beide können[2]) nicht nebeneinander existieren.[3]) Thatsächlich finden wir jedoch in einem und demselben Eisen Martensit, Cementit und Graphit nebeneinander; aber dies kann nur daher rühren, dass nicht genügend Zeit und Gelegenheit vorhanden war, um vollständiges Gleichgewicht zu erreichen. Untersucht man Stahl und Gusseisen von verschiedenen Kohlungsgraden, so findet man thatsächlich entweder nahezu keinen Graphit oder fast keinen gebundenen Kohlenstoff.

Stansfield schliesst hieraus, dass Graphit eine stabilere Form, sei als Cementit. Er will die Thatsache, dass die meisten, selbst ausgeglühten Stahlsorten keinen Graphit enthalten, darauf zurückführen, dass sich aus der festen, selbst in Bezug auf Graphit beträchtlich übersättigten Lösung nicht leicht Graphit abscheide

---

1) Metallurgy, Iron and Steel 1864, p. 113.

2) Vollständiges Gleichgewicht vorausgesetzt.

3) Dies ist wohl nur für Kohlenstoffgehalte unter 6,67 % richtig.

während der Cementit leicht abgeschieden werde, wenn sein Sättigungspunkt erreicht ist. Bekanntlich können bei Salzlösungen drei Phasen (Salz, Eis und Lösung) nur bei einer bestimmten Temperatur gleichzeitig nebeneinander existieren, welche für Eisen-Kohlenstoff-Legierungen durch den Punkt E (Fig. 4, Tafel II) repräsentiert wird, wo die Löslichkeitskurve von Cementit (SE) die Graphitabscheidungskurve ($a\,E$) schneidet. Unter der Annahme, dass die Löslichkeit des Graphites innerhalb des Temperaturintervalles von 900 bis 1130° kleiner sei als die des Cementites, stellt er erstere durch die Linie $a\,S^1$ (Fig. 8, Tafel IV) dar.

Gelegentlich einer Besprechung der Arbeiten Roozeboom's und Stansfield's[1]) hat der Verfasser eine andere Lösung dieses Gleichgewichtsproblemes (Fig. 9, Tafel IV) in Vorschlag gebracht, die anschliessend an eine kurze Kritik der vorigen Ansichten, angeführt werden möge.

Betrachten wir zunächst die

Vorgänge bei der Erstarrung.

1. Der Endpunkt a der flüssigen eutektischen Linie (Fig. 4, Tafel II) liegt nach Roberts-Austen's Diagramm (Fig. 3, Tafel II) bei etwa 1,2 % Kohlenstoff, später hat derselbe den Punkt mit etwa 1,8 % C als wahrscheinlich angegeben; Roozeboom nimmt ihn bei 2,0 % C an und Stansfield glaubt, dass derselbe zwischen 1,5 und 2,0 % Kohlenstoff liege. Jedenfalls ist eine genauere Bestimmung dieses Punktes (sowie der ganzen Kurve $A\,a$) erforderlich, da sowohl — wie wir in der Einleitung gesehen haben — durch unvollständige Ausgleichung der Mischkrystalle eine Verschiebung von a nach links bewirkt werden, als auch — wenn nur kleine Mengen der eutektischen Legierung auftreten, also die Wärmeentwickelung bei deren Erstarrung eine geringe ist — die eutektische Temperatur in der Kühlungskurve so wenig markiert sein kann, dass sie sich der Beobachtung entzieht, so dass derselbe erst rechts von der wirklichen Lage von a bemerklich wird.

---

1) H. v. Jüptner: Eisen und Stahl vom Standpunkte der Phasenlehre. Stahl u. Eisen 1900, Nr. 23, 24; Journ. Iron Steel Inst. 1900, Vol. II.

Fig. 8.

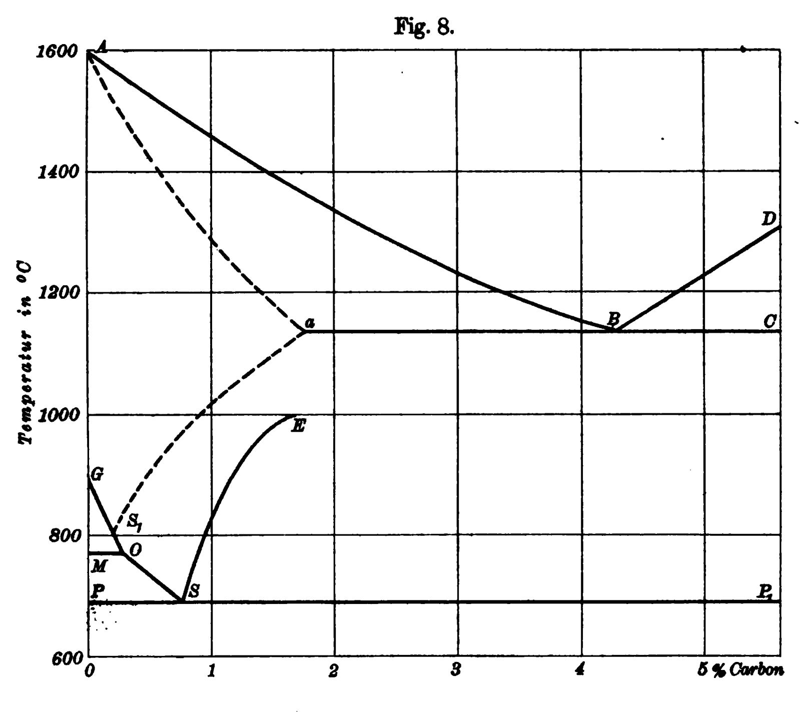
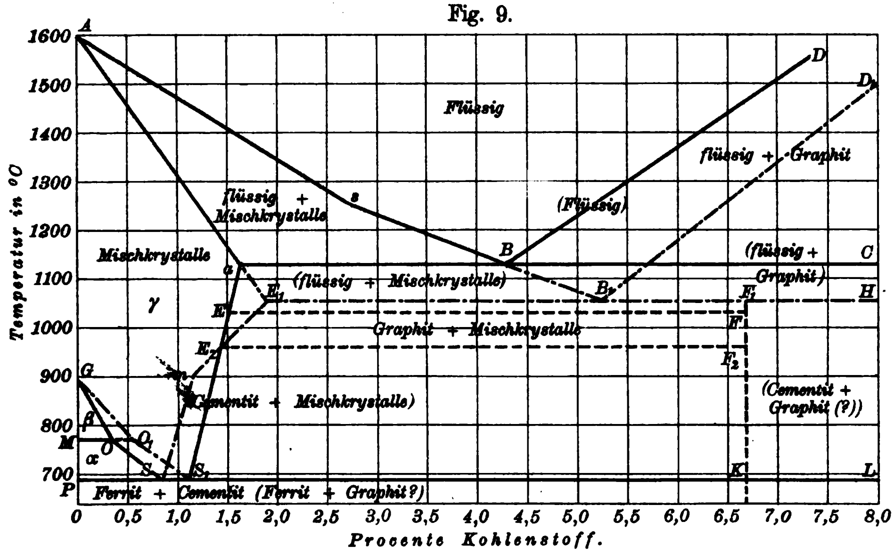
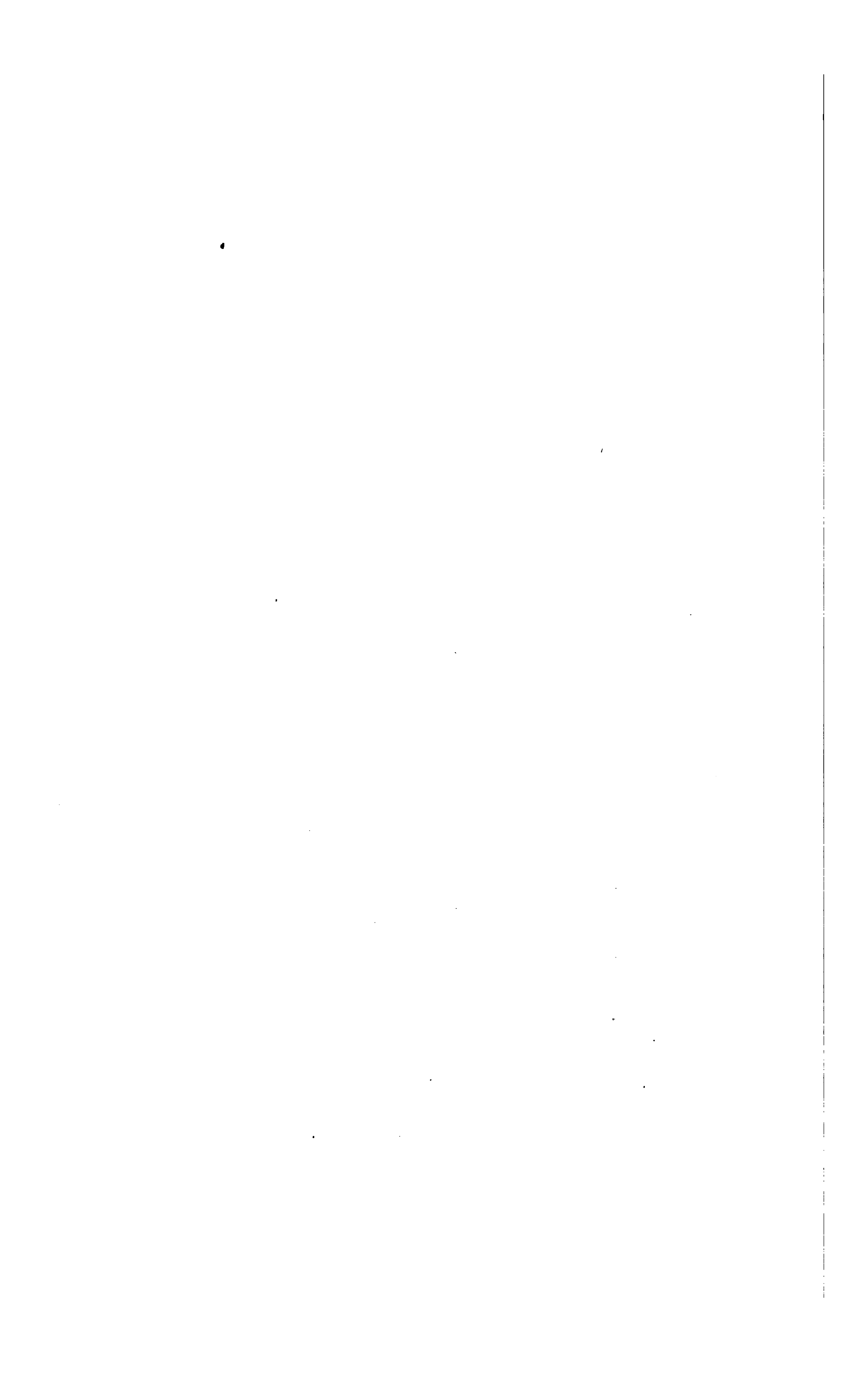


Fig. 9.



Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig.



2. Bei derartigen Studien muss aber nicht nur auf Verzögerungen im Ausgleiche der Mischkrystalle, sondern auch auf eine mögliche Überkaltung Rücksicht genommen werden.

3. Um die Vorgänge bei rascher Erstarrung zu erklären, hat Roozeboom (Fig. 4, Tafel II) die Linien AB bis B_1 verlängert, ferner die eutektische Linie $E_1 F_1$ eingezeichnet und endlich durch die Linie $B_1 D_1$ die Möglichkeit einer Graphitausscheidung, sowie das Auftreten einer eutektischen Legierung, welche aber in diesem Falle erst bei etwa $5^1/_4$ % Kohlenstoff liegt, angedeutet. Natürlich kann dieser Fall nur dann eintreten, wenn die rasche Abkühlung nicht erst beim Erstarrungspunkte (also in einem der Linie BD angehörigen Punkte), sondern schon oberhalb diesem beginnt.

Umwandlungen zwischen 1130° und etwa 1000° C.

1. Roozeboom geht von der Annahme aus, dass das erstarrte Metall bei 1130° C. aus einem Konglomerate von Mischkrystallen mit etwa 2 % Kohlenstoff und aus Graphit bestehe, wobei es keineswegs nötig ist anzunehmen, dass der gelöste Kohlenstoff gleichfalls als Graphit zugegen sei. Wahrscheinlich wird die Löslichkeit des Kohlenstoffes in Eisen mit der Temperatur abnehmen. Dies bringt er durch die Linie aE (Fig. 4, Tafel II) zum Ausdrucke, längs welcher eine Abscheidung von Kohle (als Graphit oder Temperkohle) aus den Mischkrystallen stattfindet. Den Punkt E nimmt er (um ihn mit dem Endpunkte der Roberts-Austen'schen Cementitabscheidungskurve zusammenfallen zu lassen) bei 1000° C. und 1,8 % Kohlenstoff an. Auch die Lage dieses Punktes bedarf einer experimentellen Bestätigung, da einige Thatsachen mit der obigen Annahme nicht ganz in Übereinstimmung stehen. So fand Ledebur die Zusammensetzung eines langsam ausgekühlten Stahles wie folgt:

	%	
Temperkohle	0,17	1,20 % (Temperkohle + Carbidkohle + Härtungskohle)
Carbidkohle	0,90	
Härtungskohle	0,13	
Silicium	0,79	
Mangan	0,40	
Phosphor	0,07	

Rechnet man selbst das vorhandene Silicium (0,79 %) in die äquivalente Kohlenmenge (0,34 %) um, so erhält man einen Ge-

samt-Kohlenstoffgehalt von nur 1,54 %. Ebenso fand der Verfasser[1]) in einem Stahl mit nur 0,21 % Silicium:

Temperkohle	0,58 %	0,95 %
Gebundenen Kohlenstoff . .	0,37 %	

Dies scheint dafür zu sprechen, dass der Endpunkt *E* der Kurve *aE* etwas nach links verschoben werden müsse.

Ähnlich fand Ledebur in einem weissen Roheisen, das ursprünglich keinen Graphit enthielt, nach 108stündigem Glühen:

	%	
Temperkohle	1,55	2,29 %
Gebundenen Kohlenstoff . .	0,74	
Silicium	0,87	
Mangan	0,10	

Da 0,87 % Silicium 0,37 % Kohlenstoff äquivalent sind, haben wir hier einen theoretischen Gesamt-Kohlenstoffgehalt von 2,66 %, der allerdings höher liegt als der Roozeboom'sche Grenzwert (1,8 %); aber die Menge der ausgeschiedenen Temperkohle ist so bedeutend, dass auch diese Analyse für die angedeutete Verschiebung des Punktes *E* zu sprechen scheint. Wir werden hierauf später nochmals zurück kommen.

2. Nach Roozeboom vollzieht sich bei etwa 1000° eine weitere Umwandlung, indem sich Graphit mit den 1,8 % Kohlenstoff enthaltenden Mischkrystallen zu Eisencarbid (Fe_3C) umsetzen soll Er deutet diese Umwandlung durch die bei etwa 1000° C. gezogene Linie *EH* an.

Thatsächlich hat auch Roberts-Austen in der Nähe dieser Temperatur bei zwei Proben Haltepunkte in der Kühlungskurve gefunden, nämlich

bei 2,7 % Kohlenstoff	1040° C.
„ 4,5 % „	1000° „

Überdies hat schon früher Osmond[2]) bei sehr verschieden zusammengesetzten Roheisensorten ähnliche Haltepunkte aufgefunden, nämlich:

---

1) H. v. Jüptner, „Baumaterialkunde" II, Nr. 8, S. 84.

2) Études métallurgiques, Ann. d. Mines 1888, Juli-August.

	Hämatit-Roheisen	Giesserei-Roheisen	Thomas-Roheisen	Ferromangan			Silico-Spiegel
Gesamt-Kohlenstoff	3,29	.	2,70	.	.	.	2,53
Geb. „	1,04	.	1,20	5,10	5,00	4,80	.
Graphit . .	2,25	.	1,50	.	.	.	.
Silicium . .	2,45	2,13	1,89	0,71	0,43	0,80	12,90
Schwefel .	0,061	0,042	0,03	0,65	.	.	.
Phosphor .	0,054	0,16	1,98	.	0,11	0,098	0,22
Mangan . .	0,11	2,12	0,74	80,96	48,95	16,79	24,55
Eisen . . .	.	.	.	13,16	45,51	77.51	.
Erstarrungspunkt . .	1240?	1230?	—	1210	1145	1083	1220
Haltepunkt I	1115-1165	1085-1130	1060-1070	1150-1160	1100-1110	1030-1063	1055-1045
„ II	1077-1091	1050-1089	1080-1000	1080-1100 (?)	1015-1030	—	975-985
„ III	—	—	891-900	975	910-920	—	940-950

Haltepunkt I lässt sich unschwer mit dem Erstarrungspunkte der eutektischen Legierung identifizieren; er liegt durchschnittlich über 1100° C., wird aber natürlich durch die Gegenwart anderer Elemente beeinflusst. Bei dem Ferromangan mit 16 % Mangan wäre es übrigens denkbar, dass der angegebene Schmelzpunkt (1080°) mit dem Erstarrungspunkte der eutektischen Legierung zusammenfallen könnte. Haltepunkt II würde dem fraglichen Umwandlungspunkte Roozeboom's entsprechen. Er fehlt bei Ferromangan mit 16 % Mangan (wenn nicht, unter Berücksichtigung der oben erwähnten Möglichkeit, hier der Haltepunkt I als dieser Umwandlungspunkt anzusehen ist) und liegt bei Silicium-Spiegel auffallend nieder, bei allen übrigen aber über 1000° C. Somit erscheint die Existenz der Linie EH zwar nachgewiesen, doch dürfte dieselbe über 1000° C. liegen, da das Mittel aller obigen Werte 1040° C. ergiebt.

3. Die Thatsachen, welche der Roozeboom'schen Annahme einer Umsetzung zwischen Mischkrystallen und Graphit entgegenstehen, wurden bereits früher erwähnt.

Umwandlungen in kohlenstoffreicheren Eisenlegierungen zwischen 1000° und 690° C.

1. Aus den bereits (S. 22) erwähnten Thatsachen können wir mit Stansfield schliessen, dass unter den hier obwaltenden Verhältnissen der Graphit eine stabilere Form ist als der Cementit,

was sich ja auch aus den Versuchen ergiebt, Roheisen auszuglühen, das ursprünglich Cementit und Graphit enthält.[1])

2. Stansfield führt folgenden Versuch an: Eisen wurde im Kohletiegel mit Holzkohle geschmolzen, dann zwei Tage lang bei einer, unter dem Schmelzpunkte liegenden Temperatur ausgeglüht und endlich sehr langsam erkalten lassen. Die äussere Partie des erstarrten Regulus zeigte Ferrit mit Graphitadern; die innere Partie schien erhebliche Mengen von ausgeschiedenem Cementit zu enthalten, doch gab die colorimetrische Bestimmung nur 0,4 % Kohlenstoff. Thatsächlich erkannte man auch bei starker Vergrösserung schlecht entwickelten Perlit als Hauptmasse neben etwas Graphit und Cementit.

Zur Erklärung kann ein Versuch Ledebur's herangezogen werden, welcher ein Stück Roheisen mit 2,52 % Kohlenstoff und ein Stück schmiedbares Eisen mit 0,16 % Kohlenstoff gleichzeitig in demselben Glühgefässe in Holzkohle verpackt ausglühte. Nach dem Glühen betrug der Kohlenstoffgehalt des ersteren 2,37 %, der des letzteren 0,69 %. Wie man sieht, kann der Kohlenstoffgehalt einer Eisenlegierung beim Ausglühen in Kohle sowohl zu- als abnehmen, und dies ist ja eigentlich auch natürlich, da Eisen in Berührung mit festem Kohlenstoff bestrebt ist, einen von der Temperatur abhängigen Gleichgewichtszustand zu erreichen. Würde die Abkühlung unendlich langsam erfolgen, so müsste schliesslich bei einer Temperatur, bei welcher Kohlenstoff im Eisen vollständig unlöslich ist (690° C.), kohlenstofffreies Eisen resultieren.

Hierin liegt aber auch die Erklärung der Erscheinungen, mit denen wir uns hier beschäftigen, Erscheinungen, welche durch die Versuche Saniter's in schönster Weise illustriert werden. Derselbe erhitzte reines Eisencarbid bei verschiedenen Temperaturen und untersuchte dasselbe nach langsamer oder rascher Abkühlung. Er fand:

Erhitzt auf	800° C.	1000° C.		geschmolzen bei ca. 1400° C.
Art der Abkühlung	langsam	rasch	langsam	
	%	%	%	%
Eisen	93,4	92,6	92,85	95,40
Gebundenes C	5,72	5,57	3,71	1,22
Graphit	0,40	0,56	2,46	3,05
Gesamt-C	6,12	6,13	6,17	4,27

1) Dies ist übrigens, wie wir später sehen werden, doch noch nicht ganz sicher.

Diese Versuche zeigen, dass bei steigender Temperatur das Carbid immer mehr zerlegt wird (offenbar geht hierbei der abgeschiedene Kohlenstoff, entsprechend der erreichten Temperatur, in Lösung) und dass — in Übereinstimmung mit der abnehmenden Löslichkeit bei sinkender Temperatur — bei langsamer Abkühlung der frei werdende Kohlenstoff trotz der Gegenwart von Cementit als Graphit zur Abscheidung gelangt. Ist hingegen die Abkühlung eine rasche, so bleibt der Kohlenstoff gelöst und das Metall wird weiss.

Diese Versuche geben auch, was für die Kontrolle unserer Gleichgewichtskurven wichtig ist, die genaue Zusammensetzung der eutektischen Legierung, da ja der geschmolzene Cementit mit 6,67 % Kohlenstoff bei der sehr langsamen Erstarrung genügend Zeit hatte, allen oberhalb 1130° C. ausgeschiedenen Graphit als Garschaum abzuscheiden.

3. Ganz dasselbe, wie bei der äusserst langsamen Erkaltung kohlenstoffhaltigen Eisens in Berührung mit Kohle vollzieht sich auch bei der langsamen Abkühlung kohlenstoffreicher Eisensorten, die Graphit enthalten. Auch hier steht die Eisen-Kohlenstoff-Lösung mit Kohle (der Graphitausscheidung) in Berührung und der gelöste Kohlenstoff wird im Verlaufe der Abkühlung gegen die Graphitblättchen zu aus der Lösung diffundieren. Die bewegende Kraft ist in beiden Fällen keine andere, als der osmotische Druck, und die Entkohlung wird um so rascher erfolgen, je grösser dieser (je höher also die Temperatur und Konzentration) und je grösser die Berührungsfläche zwischen der Eisen-Kohlenstoff-Lösung und dem Graphite, je mehr Graphit also bereits ausgeschieden ist. Andererseits ist die Entkohlung begrenzt durch die Temperatur, also durch das Sättigungsvermögen des Eisens.

Vollständig bis zum stabilen Gleichgewichte kann die Entkohlung natürlich nur bei äusserst langsamer Abkühluug erfolgen, doch ist es sicher, dass dieselbe in dem Momente beginnen muss, in welchem die geringste Menge Graphit in der Legierung auftritt und die Temperatur so weit sinkt, dass die Eisen-Kohlenstoff-Lösung übersättigt ist.

Bedenkt man, dass nach Roozeboom der Martensit schon bei höheren Temperaturen, und zwar längs der Linie aE Graphit ausscheidet, so ist es klar, dass die unter 1000° erfolgende Aus-

scheidung des Graphites längs einer Linie erfolgen muss, welche die unmittelbare Fortsetzung der Linie aE bildet.[1])

4. Zur genaueren Ermittelung der Lage der Kurve wollen wir zwei Punkte derselben zu fixieren versuchen. Der Punkt E muss auf der Graphitausscheidungslinie EF (Fig. 4, Tafel II), also nach Roozeboom bei etwa 1000°, nach unseren Betrachtungen bei etwa 1030° (oder 1040°) liegen. Für eine Temperatur von 1030° C. kann die Löslichkeit des Kohlenstoffes in Eisen nach Royston's sehr eingehenden Untersuchungen[2]) mit ziemlicher Sicherheit zu 1,50 % angenommen werden.[3])

Auch einen zweiten Punkt der fraglichen Kurve kann man mit ziemlicher Sicherheit ermitteln. Mannesmann erreichte beim Glühen von weichem Eisen in Holzkohlenpulver nach 13 Tagen (Hellrotglut, nach Taylor 740° C.) den Gleichgewichtszustand bei 1,20 % Kohlenstoff; Saniter erhielt bei geschmolzenem Cementit nach langsamer Abkühlung 1,22 % gebundenen Kohlenstoff; Royston fand bei 720° C. das Gleichgewicht bei 1,20 % Kohlenstoff, bei 670° C. aber bei 1,10 % Kohlenstoff. Somit dürften wir nicht weit fehlen, wenn wir den Gleichgewichtspunkt für die Temperatur 690° C. (A_1) bei 1,10 % Kohlenstoff annehmen.

5. Verbinden wir die beiden ermittelten Punkte einstweilen durch eine Gerade und verlängern dieselbe nach aufwärts, so trifft sie die eutektische Temperaturlinie (1130° C.) bei 1,60 % Kohlenstoff, was einigermaassen für die Möglichkeit spricht, dass der Punkt a statt bei 2 % Kohlenstoff (Roozeboom) bei 1,60 % Kohlenstoff liegen könne.[4])

Bezüglich der Kurve SE sei hier noch die Bemerkung gestattet, dass zwar nur sehr wenig Punkte derselben bestimmt sind, so dass eine genaue Bestimmung ihrer Lage heute noch unthunlich erscheint, dass aber die wenigen vorhandenen Punkte darauf hin-

---

1) Vorausgesetzt, dass Temperkohle und Graphit gleiches Lösungsvermögen besitzen.

2) Journ. Iron Steel Inst. 1897, Vol. I.

3) Hierdurch würde sich auch der Endpunkt der Horizontalen EF (Fig. 4, Tafel II), wie schon früher angedeutet, von 1,80 % (Roozeboom) auf 1,50 % Kohlenstoff verschieben.

4) Berücksichtigt man jedoch — ähnlich wie Roozeboom — die Möglichkeit des Auftretens von Austenit unter 1130° C., so kann a noch immer bei 2 % Kohlenstoff liegen.

zudeuten scheinen, dass der untere Teil der Kurve vom Punkt S aus (der vielleicht besser bei 0,86 % Kohlenstoff anzunehmen wäre, während er in „The 5th Report of the Alloys Research Committee“ bei etwa 0,82 % eingezeichnet ist) ebenso, wie die meisten anderen Kurven des Graphicons, geradlinig verlaufe. Bei etwa 900° C. scheint die Kurve einen Knick zu besitzen. Verläuft sie nach demselben ebenfalls geradlinig, so sind zwei Möglichkeiten vorhanden. Verlegen wir die Linie EF Roozeboom's aus den früher erwähnten Gründen statt auf 1000° C. auf etwa 1030° C., so müsste die Cementitabscheidungslinie dieselbe bei 1,50 % Kohlenstoff (statt 1,80 %) schneiden. Sehen wir hingegen hiervon ab, so könnte die Fortsetzung der Cementitabscheidungskurve auch von diesem Knickpunkte aus durch den nächsten von Roberts-Austen ermittelten Punkt gehen und die Temperatur 1030° bei etwa 1,7 % Kohlenstoff erreichen. Dies würde bedeuten, dass etwa zwischen 960° und 1030° C. der Graphit, unter 960° aber der Cementit die stabilere Phase wäre.[1])

6. Die Linien GO, MO, OS, SE'' und PS entsprechen den Gleichgewichtszuständen zwischen Eisen und Eisencarbid; ganz ähnlich müssen sich auch die Gleichgewichtszustände zwischen Eisen und Kohlenstoff darstellen lassen. ES_1 haben wir bereits ziemlich sicher festgelegt. Nach den verschiedenen Studien über den Cementierungsvorgang scheint der eutektische Punkt S_1 (dieses Gleichgewichtes) nahe bei derselben Temperatur, wie der Punkt S (690° C.) zu liegen, so dass wir die eutektische Legierung PSK einstweilen für beide Gleichgewichte zusammenfallen lassen können. Die Punkte G und M müssen dieselben bleiben, und wir können erst versuchen, die zugehörigen Ferritabscheidungskurven durch die Linien GO_1, MO_1, O_1S_1 zu versinnbilden (wobei natürlich die Lage von O_1 ganz hypothetisch ist). Der eingezeichnete Verlauf der Kurven entspräche der Annahme, dass die hierdurch dargestellten Gleichgewichtszustände stabiler seien, als die den Roberts-Austen'schen Kurven entsprechenden. Bedenkt man jedoch, dass es sich in dem Gebiete $GOSP$ in allen Fällen um dasselbe Gleichgewicht, nämlich zwischen Ferrit und Mar-

---

1) Mit Rücksicht auf den von Roberts-Austen thatsächlich ermittelten Punkt wählen wir in dem Diagramm der Fig. 9, Tafel IV, bis weitere experimentelle Daten vorliegen, letztere Annahme.

tensit handelt, so ist es klar, dass auch beim Gleichgewichte Eisen + Kohlenstoff dieselben Grenzlinien GO und OS auftreten müssen, wie beim Gleichgewichte Eisen + Eisencarbid. Dann muss aber der entsprechende eutektische Punkt statt bei S beim Schnittpunkte der Linien OS und ES_1, also bei etwa 1 % Kohlenstoff und 660° C. liegen. (Fig. 14, Tafel VI.)

7. Der früher erwähnte Vorgang der negativen Cementation erklärt aber auch die Bildung von Temperkohle bei langem Glühen von Stahl. Es kann nämlich entweder bei genügend langer Erhitzung unmittelbar eine isotherme Umwandlung des Cementites in Graphit stattfinden, oder es kann, wenn beim Glühen die Temperatur bis zum Schnittpunkte der Kurven ES und aS_1 gestiegen ist, erst bei der langsamen Abkühlung Graphit zur Abscheidung gelangen. In letzterem Falle würde eine von diesem Schnittpunkte aus nach rechts gezogene Horizontale der von Roozeboom angenommenen Umwandlung

$$\text{Martensit} + \text{Graphit} \rightleftarrows \text{Cementit}$$

entsprechen.

Umwandlungserscheinungen in festen Gemischen mit weniger als 2 % Kohlenstoff.

Roozeboom deutet, wie schon früher erwähnt, auf die Möglichkeit hin, dass nicht nur das γ-, sondern auch das β- und α-Eisen, wenn auch in geringerem Grade als ersteres, selbst bei niederen Temperaturen Kohlenstoff gelöst enthalten könne. Da dieser Fall sehr gut möglich ist, ja sogar einige Erscheinungen dafür zu sprechen scheinen, wäre wohl eine eingehendere Untersuchung sehr wünschenswert.

Andere hierher gehörige Punkte wurden schon früher erwähnt.

Umwandlung kohlehaltigen Eisens bei 690° C

Vollständigkeitshalber muss hier nochmals die Möglichkeit betont werden, dass unter gewissen noch unbekannten Umständen bei einer wahrscheinlich nicht weit von 690° C. abliegenden Temperatur die Umwandlung

$$\text{Martensit} \rightleftarrows \text{Ferrit} + \text{Graphit}$$

denkbar wäre. Sie würde dem Gleichgewicht zwischen Eisen und Kohlenstoff entsprechen.

Andere Bestandteile.

Sorbit und Troostit lassen sich nach Roozeboom gegenwärtig noch nicht in das System einschalten. Dies dürfte aber auch kaum nötig sein, da diese Formelemente allem Anscheine nach nur Übergangstadien zwischen anderen darstellen, also wohl auf Verzögerungserscheinungen zurückgeführt werden können.

Eine weit wichtigere Rolle spielt der Austenit. Da jedoch über sein Auftreten nur sehr spärliche Angaben vorliegen und überdies die möglichen Arten seiner Einreihung in das System von Roozeboom bereits erschöpfend besprochen wurden, fand derselbe in dem Diagramm (Fig. 9, Tafel IV) einstweilen keine Berücksichtigung.

Drittes Kapitel.

Andere Gleichgewichtskurven.

(Fortsetzung.)

Seither sind im Bulletin de la société d'encouragement, 1900, Nr. 11, noch einige weitere Besprechungen der Roozeboom'schen Arbeit von sehr berufener Seite veröffentlicht worden, welche um so mehr eine ausführliche Besprechung verdienen, als sie nicht allein neue Gedanken entwickeln, sondern in mancher Hinsicht unsere Kenntnisse über die mikrographische und chemische Konstitution der Eisenlegierungen wesentlich erweitern.

F. Osmond bespricht zunächst die mikrographischen Verhältnisse. Nach ihm existiert das Eisen in allen gekohlten Eisensorten bei Temperaturen zwischen dem Ende der Erstarrung und dem Anfange der im festen Zustande vor sich gehenden Umwandlungen im Zustande von γ-Mischkrystallen.[1]) Werden diese Mischkrystalle durch geeignete Behandlung an der Umwandlung verhindert, so dass sie bei gewöhnlicher Temperatur unverändert erhalten bleiben, so hat man den unmagnetischen Austenit. Nach langsamer Abkühlung würde man im Zustande des stabilen Gleichgewichtes das System Ferrit + Cementit haben.

Zwischen dem Austenit (γ-Mischkrystalle) und dem Systeme Ferrit + Cementit erleidet das Eisen zwei Transformationen,

1) Er meint damit kohlenstoffhaltiges γ-Eisen.

nämlich $\gamma \longrightarrow \beta$ und $\beta \longrightarrow \alpha$, und die Kohle geht vom gelösten Zustande in die bestimmte Verbindung Fe_3C[1]) über.

Die Möglichkeit, dass es während dieser Umwandlungsperiode Gruppierungen gebe, welche diesen Phasen entsprechen, kann nicht geleugnet werden; doch wissen wir nichts Bestimmtes hierüber, weshalb Osmond nicht weiter hierauf eingeht, sondern die Gesamtheit der Umwandlungen im grossen Ganzen betrachtet und die drei mikrographischen Bestandteile Martensit, Troostit und Sorbit als die bei gewöhnlicher Temperatur beständigen auffasst, welche gekohltes Eisen beim Übergange vom Zustande der γ-Mischkrystalle in das System Ferrit + Cementit durchläuft.

Dass diese Übergangsformen existieren, kann weder theoretisch noch praktisch bestritten werden, gerade so, wie die Existenz von Orange zwischen Rot und Gelb im Sonnenspektrum. Wenn man aber eine Unterabteilung vornimmt, so ist dieselbe stets eine willkürliche, und die Zahl der Unterabteilungen kann je nach dem Gesichtspunkte, von welchem aus man hierbei vorgeht, variieren.

In unserem Falle, d. h. in Bezug auf die mikrographische Nomenklatur, handelt es sich allein um die Frage: Ist die Osmond'sche Klassifikation die richtige? — Ist die Zahl der gewählten Unterabteilung hinreichend, oder ist sie zu gross? — Ist jede dieser Unterabteilungen durch ihre mikrographischen und mechanischen Eigenschaften genügend charakterisiert?

Für den Martensit ist nicht leicht ein Zweifel möglich. Zwischen Martensit und Austenit (abgesehen von den gewöhnlichen Unterschieden, welche sekundär in der krystallinischen Konstitution zum Ausdruck kommen) giebt es unter allen Umständen eine Grenze: die Umwandlungen haben entweder noch nicht begonnen (Austenit), oder sie haben begonnen (Martensit). Zwischen Martensit und Troostit giebt es (obwohl Osmond in besonderen Fällen fortlaufende Übergänge beobachten konnte) gleichfalls eine scharfe Grenze. Der Martensit entspricht:

1. Vom physikalisch-chemischen Gesichtspunkte betrachtet, dem Maximum an allotropem Eisen und an Härtungskohle, welche man durch sehr schnelle Abkühlung im gekohlten Eisen konservieren kann, wenn der Kohlenstoffgehalt der Mischkrystalle im gehärteten Zustande etwa 1,10 % nicht überschreitet;

---

1) Oder eine Polymerie dieser Verbindung.

2. vom mechanischen Gesichtspunkte dem Härtungsmaximum, welches dem fraglichen Kohlenstoffgehalte zukommt. In der Praxis erhält man ihn durch Härten kleiner Proben in kaltem Wasser ohne nachfolgendes Anlassen.

Der Troostit[1]) repräsentiert bei gewöhnlicher Temperatur eine Übergangsform, welche vom normalen Gleichgewichte weniger entfernt ist als der Martensit. In mikrographischer Hinsicht ist er, wie wir gesehen haben, wenigstens gewöhnlich, vom Martensite vollständig abgesondert. Aber für den Sorbit giebt es keine genaue Grenze. Man kann ihn leicht erhalten, wenn man einen Stahl mit nahe 0,85 % Kohlenstoff innerhalb der kritischen Temperaturzone A_1 in kaltem Wasser härtet. Die schon umgewandelten Körner sind dann Perlit, die noch nicht umgewandelten Hardenit (gesättigter Martensit) und zwischen diesen beiden gut unterschiedenen Formen lassen sich die verschiedensten Zwischenglieder beobachten. So erhält man den Troostit durch energisches Härten von Stahl während der durch die kritische Zone A_1 gekennzeichneten Umwandlung, durch schwaches Härten (in Öl oder kochendem Wasser) bei einer oberhalb A_1 gelegenen Temperatur oder durch Anlassen von Martensit.

Der Sorbit nähert sich dem Gleichgewichte noch mehr, als der Troostit, so dass man ihn fast als nicht gesaigerten Perlit bezeichnen könnte. Er hat jedoch keine bestimmten mikrographischen Grenzen, weder gegen den Troostit noch gegen den Perlit. Man beobachtet ihn manchmal bei einer Abkühlung, welche zwar langsam genug ist, um eine genügend fortgeschrittene Umwandlung zu erzielen; aber nicht rasch genug, um eine vollständige Abscheidung von Ferrit und Cementit (im Perlit) zu ermöglichen. In praxi werden diese Bedingungen mehr oder weniger vollkommen erfüllt durch die Abkühlung kleiner Proben an der Luft, durch lebhaftes Härten gegen Ende der Umwandlung, durch Härten in geschmolzenem Blei, durch doppelte Härtung oder durch blau Anlassen des Martensites.

Wir sehen also, dass Martensit, Troostit und Sorbit, ohne sich immer — wie man wohl erwarten könnte — mikrographisch streng definieren zu lassen, den genügend verschiedenen

1) Noch klarer wird das Verhältnis zwischen Troostit und Martensit in der später zu erwähnenden Arbeit H. Le Chatelier's gekennzeichnet.

Arten der Präparation entsprechen, also in der Praxis unterschieden werden können und müssen, und dass ihre durchschnittlichen mechanischen Eigenschaften sehr bedeutend differieren.

Osmond hält die Unterscheidungen, welche er seiner Zeit unter den Übergangsformen zwischen γ-Mischkrystallen und Perlit machen zu können glaubte, nach fünfjährigen weiteren Erfahrungen für gerechtfertigt, und zwar sowohl vom mikrographischen als vom mechanischen Gesichtspunkte aus. Der physikalische Chemiker kann dieselben jedoch nur entweder als Phasen im strengen Sinne oder als Übergangsphasen auffassen, deren Bereich sich auf eine Linie ohne merkbare Breite beschränkt. Es ist daher nicht zu verwundern, dass Roozeboom in seinem Systeme keinen Platz für dieselben fand; ja dies ist sogar ein Beweis für die Scharfsichtigkeit seiner Kritik.

Nun versteht man unter Martensit sowohl einen Strukturbestandteil des Stahles bei gewöhnlicher Temperatur, als γ-Mischkrystalle bei Rotglut. Der Martensit als Strukturbestandteil in der Kälte betrachtet, ist stets mehr oder weniger magnetisch, aber keinesfalls identisch mit den Mischkrystallen, denen er sich bloss nähert. Osmond glaubt nun (obwohl er selbst die oben angedeutete Erweiterung des Begriffes gemacht hat, und obwohl diese Erweiterung bis zu einem gewissen Grade durch die Identität der krystallinischen Formen gerechtfertigt ist), dass es doch vorzuziehen wäre, das Wort Martensit für den fraglichen Strukturbestandteil in der Kälte zu reservieren. Wollte man die Mischkrystalle bei Rotglut mit einem gebräuchlichen Wort bezeichnen, so wäre Austenit nach seiner Meinung das passendste, aber, da dieser Ausdruck für ein besonderes Krystallisationsstadium Verwendung findet, so empfiehlt Osmond, sich an den Ausdruck γ-Mischkrystalle zu halten.[1])

Gegenwärtig hält Osmond γ-Mischkrystalle und Austenit vom physikalisch-chemischen Gesichtspunkte aus für identisch, so dass er die entsprechenden Roozeboom'schen Figuren samt den zugehörigen Erklärungen einstweilen beiseite lässt, und, da Roozeboom's erstes Diagramm momentan allen Anforderungen genügt, seine weiteren Betrachtungen auf dieses beschränkt.

---

1) Diese Auseinandersetzung Osmond's wurde hier ausführlich mitgeteilt, um die Leser mit seinem gegenwärtigen Standpunkte vertraut zu machen.

Zu dem ganzen Teile seines Diagrammes, welches mit jenem Roberts-Austen's übereinstimmt, einschliesslich der neuen Linie Aa, welche dem Ende der Erstarrung der Mischkrystalle entspricht, findet Osmond nichts zu erwähnen.

Nur die Linien aE und EF bieten einige Schwierigkeiten.

Unter den Erfahrungsthatsachen, welche sich auf diese Linien beziehen, sind allerdings einige leicht aus der Figur abzuleiten, während andere wieder sich nur schwer anpassen.

Unterhalb der eutektischen Erstarrungslinie aBC des Systems Mischkrystalle + Graphit, liegt das Gebiet $aBCEFH$, welches leicht übersprungen wird, wenn die Erkaltung nicht zu langsam erfolgt und der Kohlenstoffgehalt nicht allzuhoch ist.

Zur Unterstützung dieser Ansicht kann eine Erfahrung Royston's[1]) zitiert werden. Derselbe erhitzte ein Gusseisen von der Zusammensetzung:

	%
Graphit	Spur
Gebundener C	3,85
Si	0,29
S	0,03
P	0,02
Mn	0,15

rasch auf 1030° C. und härtete es bei dieser Temperatur. Das gehärtete Eisen enthielt:

Graphit	2,35 %
Gebundener C	1,50 %

Durch das Härten wurde die Umwandlung des Systemes Mischkrystalle + Graphit in das System Mischkrystalle + Cementit, welche längs der Linie EF erfolgen sollte, verhindert. Die Zusammensetzung dieses gehärteten Gusseisens dürfte mit jener desselben Materiales bei 1030° C. übereinstimmen. Die Übereinstimmung mit den Voraussetzungen ist qualitativ eine vollständige, quantitativ aber eine hinreichende. Es ist wohl wahr, dass eine Wiederholung dieses Versuches, wobei die plötzliche Abkühlung (beim Härten) durch freiwillige Abkühlung an der Luft ersetzt worden war, dieselbe Graphitmenge ergab. Aber, da man allgemein annimmt, dass die Umwandlung

$$\text{Graphit} + \text{Mischkrystalle} \longrightarrow \text{Cementit}$$

1) l. c.

langsam erfolgt, ist dies nicht gerade abnormal, und liesse sich gelten lassen.

Es ist gleichfalls sicher, dass Graphit den Ferrit im Bereiche *EFSK* der Roozeboom'schen Figur cementiert.

Unter Osmond's nicht publizierten Versuchen findet sich einer, der durch eine zufällige Störung der Chronoskop-Feder unvollständig blieb, im vorliegenden Falle aber einstweilen Andeutungen geben kann.

Osmond erhielt von Brustlein im Jahre 1895 eine Probe zweimal cementierten Stahles. Nach der ersten Cementation, Schmelzung und Schmiedung enthielt derselbe 1,70 % Gesamtkohlenstoff, und zwar nur im gebundenen Zustande. Nach nochmaliger Cementation war der Stahl schmiedbar und enthielt:

Graphit	1,38 %
Gebundener *C*	0.24 %

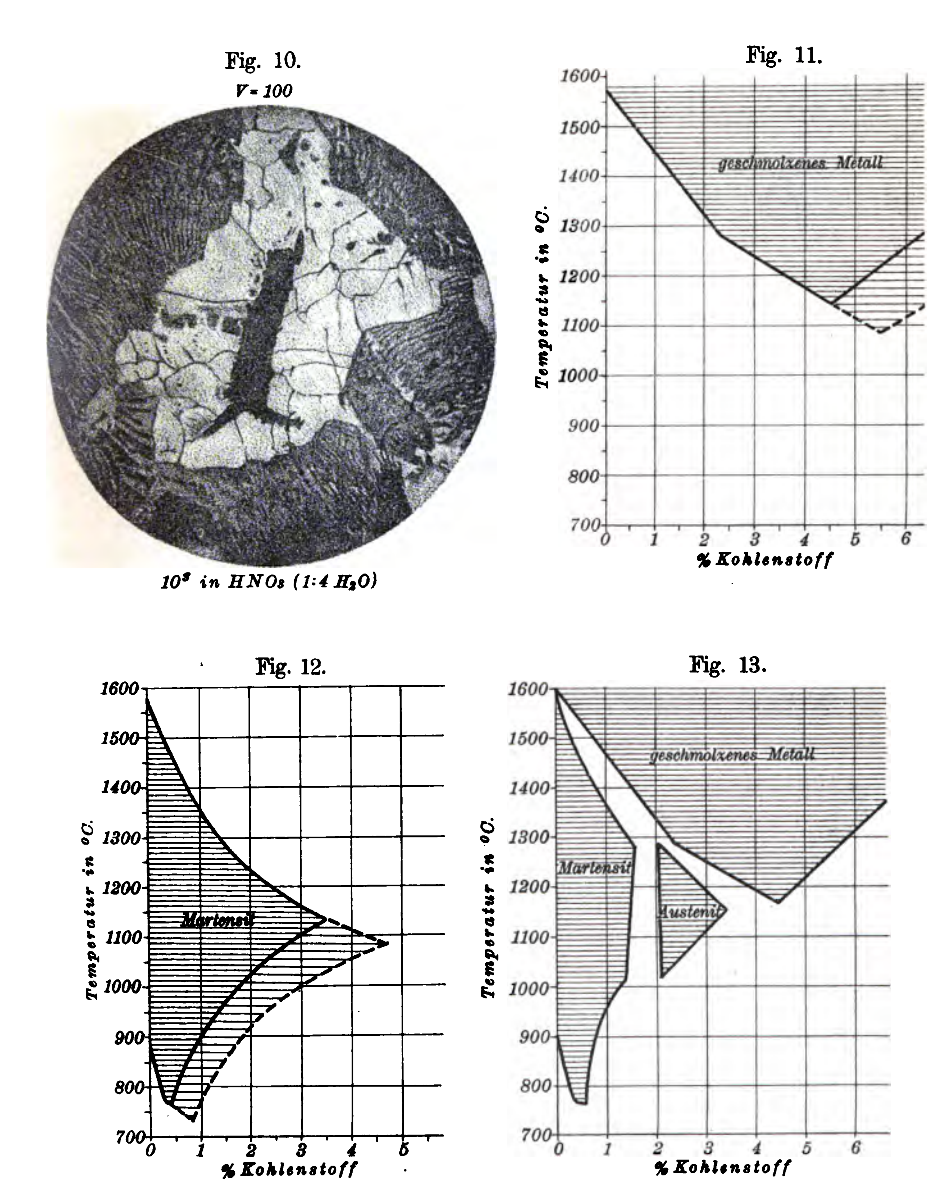
Das Mikroskop zeigte Graphitnester, umgeben von Ferrit, der selbst von kleinen Graphitpunkten besät war, das übrige war Perlit[1]) (Fig. 10, Tafel V). Genau dieselbe Struktur erhielt Arnold nach 72stündigem Erhitzen eines Stahles mit 1,47 % Gesamtkohlenstoff.

Osmond hat nun diesen Stahl von Brustlein hintereinander bei successive gesteigerter Temperatur (780 bis 950° C.) ausgeglüht. Zwei Stangen, zwischen welche das Le Chatelier'sche Thermoelement gepresst war, wurden zwischen zusammengepressten Asbestpfropfen in eine Porzellanröhre gebracht, die mit einer Lage von Asbestfäden umgeben war. Das Ganze wurde in die Muffel eines Mermet-Ofens eingesetzt, der vorher auf das Maximum (circa 1000° C.) erhitzt worden war. Man liess nun das Metall so lange im Ofen, bis der gewünschte Temperaturgrad erreicht war, worauf man die Röhre herauszog und bis gegen 200° C. erkalten liess. Die nächste Erhitzung wurde bis zu einer etwas höheren Temperatur getrieben, und dieser Vorgang sechsmal wiederholt. Die Resultate waren folgende:[2])

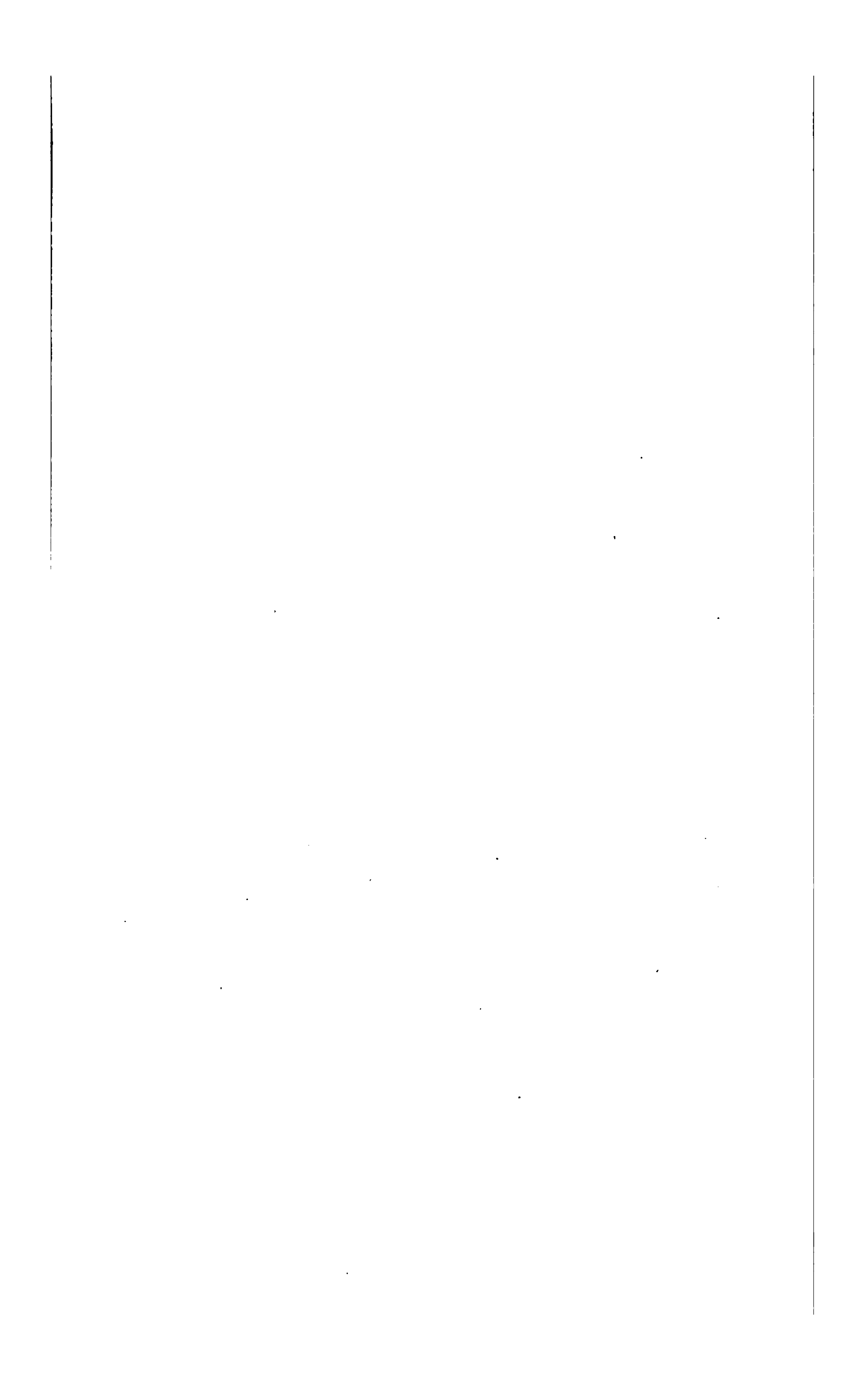
---

1) Die Lage des Graphites ist hier bemerkenswert, da bei einem anderen, gleichfalls zweimal cementierten Stahl mit 1,5 % Gesamt-Kohlenstoff der Graphit viel weniger reichlich, aber in Kontakt mit Perlit ohne zwischenlagernden freien Ferrit auftrat.

2) Für die Schwankungen der Lufttemperatur im Laboratorium wurde keine Korrektur angebracht.



Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig.



	Anfangstemperatur	Zeit (Intervalle in Sekunden)											
		Erwärmung 1	Abkühlung 1	Erwärmung 2	Abkühlung 2	Erwärmung 3	Abkühlung 3	Erwärmung 4	Abkühlung 4	Erwärmung 5	Abkühlung 5	Erwärmung 6	Abkühlung 6
		21	778	225	788	198	837	198	877	198	936	198	946
	926	.	.	.	.	.	.	.	.	.		23,2	5,7
	917	.	.	.	.	.	.	.	.	20,4		22,5	5,9
	907	.	.	.	.	.	.	.	.	18,3		19,2	4,8
	897	.	.	.	.	.	.	.	.	15,3		16,5	5,4
	887	.	.	.	.	.	.	.	.	14,3		16,8	5,3
	877	.	.	.	.	.	.	.	.	14,0		15,5	5,8
	867	.	.	.	.	.	.	.	.	13,8		13,6	4,8
	857	.	.	.	.	.	.	12,0	8,7	13,5		13,3	4,9
	847	.	.	.	.	.	.	11,2	6,6	12,0		12,0	4,8
	837	.	.	.	.	.	.	10,0	7,4	10,4		12,5	
	827	.	.	.	.	.	.	10,5	6,7	9,8		11,5	
	817	.	.	.	.	.	8,2	9,6	6,2	9,4		10,8	
	807	.	.	.	.	9,0	8,0	8,4	6,1	9,2		9,2	
	797	.	.	.	.	7,7	6,9	8,5	6,4	8,3		9,2	
	788	.	.	.	.	7,2	7,1	7,3	6,7	7,9	verloren	8,0	
	778	.	.	.	.	7,7	6,7	7,4	6,6	7,7		7,8	
	768	.	.	.	.	6,8	7,9	6,7	6,5	7,2		7,1	
	758	8,1	.	6,9	.	6,8	7,1	6,6	6,9	6,3		7,3	
	748	8,8	8,2	7,1	.	6,9	7,5	6,7	7,0	6,8		6,5	
	738	13,8	9,1	7,3	.	6,8	8,0	7,0	7,1	6,7		7,0	
Temperaturen	728	33,3	9,5	8,5	9,0	6,9	7,6	7,6	7,5	6,8		7,8	
	718	11,0	10,3	12,3	8,9	9,0	8,1	9,7	8,0	10,2		7,7	
	708	8,9	9,0	27,5	9,5	43,4	7,9	44,8	7,0	47,2		50,4	
	698	9,0	10,1	9,8	10,4	9,9	9,0	10,5	8,2	10,3		11,3	
	688	8,8	10,4	8,3	13,5	9,9	10,7	8,9	8,6	8,7		8,4	verloren
	678	9,1	11,3	8,2	11,8	8,3	10,7	7,9	9,7	8,5		8,4	
	669	.	25,4	.	21,8	.	.	.	.	.		.	
	669	.	14,2	.	21,7	.	.	.	.	.		.	
	669	7,5	22,1	8,5	15,7	7,7	63,3	7,8	65,5	8,5		8,5	
	659	7,5	8,7	7,8	8,8	8,0	12,3	6,8	13,9	7,4		7,6	
	649	8,2	7,7	7,6	7,4	7,0	7,8	7,5	7,0	6,9		7,9	
	639	7,6	9,2	7,8	8,2	7,4	7,5	7,2	7,8	7,2	7,1	7,4	
	629	6,7	8,0	7,4	8,3	6,6	8,0	6,6	7,9	7,0	7,7	6,9	
	619	6,7	9,3	7,7	9,5	6,4	9,5	6,0	9,1	6,9	8,5	6,9	
	609	6,4	9,8	7,0	9,5	5,9	9,0	6,2	9,0	7,0	8,9	7,0	
	599	6,5	9,3	8,0	9,8	6,0	9,3	6,5	8,7	6,5	9,5	6,9	
	589	6,4	10,0	7,2	9,7	5,5	11,3	6,2	10,0	6,4	10,0	6,2	
	579	6,4	11,1	6,4	10,5	5,8	9,2	5,7	10,1	6,2	10,0	6,8	
	569	6,3	10,8	5,9	11,2	5,8	11,7	5,8	10,6	5,8	10,4	5,7	
	559	5,8	11,1	5,4	10,6	5,4	10,9	5,7	10,9	5,6	10,4	5,8	
	549	5,8	11,4	5,6	11,9	5,7	11,8	5,6	11,9	5,8	11,8	5,7	
	539												
Haltpunkt bei Steigen od. Sinken		.	.	700	.	.	.	703	.	.	.	.	
	von	.	664	.	664	704	660	.	660	703	650	701	649
	bis	.	669	.	670	701	668	.	668	701	658	698	657

Vergleicht man die aufeinander folgenden Längen der Temperaturstillstände während der Erwärmung oder Abkühlung miteinander, so findet man, dass dieselben beständig wachsen. Ferner ist die Kühlungskurve, welche bei einem Stahl mit 0,24 % Kohlenstoff zwei Haltepunkte besitzen sollte ($Ar_{3,2}$ und Ar_1), die eines harten Stahles mit nur einem Rekalescenzpunkte ($Ar_{3,2,1}$) geworden.

Dies beweist mit Sicherheit, dass zwischen 780° und 950° die Reaktion:

Graphit + Ferrit ⟶ Mischkrystalle

thatsächlich eintritt.

Da jedoch die Struktur nicht untersucht wurde, giebt diese Probe keine Bestätigung für das Auftreten der Reaktion:

Graphit + Mischkrystalle ⟶ Cementit

im Bereiche *EFSK*.

Es scheint jedoch, dass die Bildung von Cementit innerhalb der fraglichen Temperaturgrenzen von Margueritte erzielt wurde, der reines, sehr fein verteiltes (aus Oxalat erhaltenes) Eisen drei Stunden lang in einem Strome von Kohlenoxydgas erhitzte. Der aufgenommene Kohlenstoff wurde aus der Gewichtszunahme berechnet.

Die von ihm erhaltenen Resultate sind folgende:

Temperaturen	C %
Beginnende Rotglut; Erweichen und Schmelzen von Glas	6,60
Helle Rotglut	6,55
Dunkelorange; schmelzendes Silber	1,21

Die feine Verteilung des Eisens ist hierbei notwendig; Eisenstückchen nehmen unter gleichen Bedingungen weit weniger Kohlenstoff auf.[1] Es ist übrigens bemerkenswert, dass der Kohlenstoffgehalt der beiden ersten Proben sehr genau der Zusammensetzung des Eisencarbides, Fe_3C, entspricht. Eine derartige, zweimal vorkommende Übereinstimmung kann wohl kein Zufall sein, und zwar um so weniger, als Margueritte gar nicht nach einer derartigen Verbindung suchte.

Andererseits konnte Royston bei dreistündigem Ausglühen von schmiedbarem Guss, dessen Kohlenstoff gänzlich als Graphit zugegen war, nicht mehr Kohlenstoff in Lösung bringen, als:

---

1) Compt. Rend. **59**, p. 726, 31. Oktober 1864.

Spur . . . . . . bei 620°
0,85 % . . . . . „ 720°
1,50 % . . . . . „ 1030°,

während Saniter[1]) durch Cementation von 1 mm starkem Eisendraht in Holzkohle bei nahe 900° C. sogar 2,95 % Gesamt-Kohlenstoff (worunter 2,42 % im gebundenen Zustande) zur Aufnahme brachte. Dieser Gehalt von 2,42 % gebundenem Kohlenstoff ist gewiss höher als jener, welchen die Mischkrystalle bei 900° C. gelöst zu halten vermögen, und kann nur durch Annahme der Bildung von ausgeschiedenem Cementit bei dieser Temperatur erklärt werden.

Wenn man Royston's Ziffern als Repräsentanten der Sättigung des festen Eisens bei den angegebenen Temperaturen in Gegenwart von Graphit betrachtet, und wenn man dieselben in das Roozeboom'sche Diagramm einzeichnet, so verläuft die (verlängerte) Linie aE durchaus rechts von ES, und endet ganz genau im Punkte S, derart, dass EF praktisch mit SK zusammenfallen würde.

Es ist jedoch nicht im mindesten sicher, ob die Sättigung des Eisens bei den Royston'schen Versuchen in drei Stunden thatsächlich erreicht wurde, wäre dies nicht der Fall, so würde die verlängerte Linie aS um den Punkt a nach rechts schwenken. Osmond nimmt hier keine Rücksicht auf die Herstellung schmiedbaren Gusses durch Ausglühen in einem sauerstoffabgebenden Medium, weil die Einwirkung des Sauerstoffes den Gang der Erscheinungen kompliziert, und weil die so erhaltenen Produkte, wie Stead[2]) gezeigt hat, keineswegs homogen sind. Aber das verlängerte Ausglühen von weissem Roheisen in einem Kohlenbette zeigt gleichfalls die Abscheidung von Graphit. So fand Forquignon[3]) in einem Roheisen, das ursprünglich

gebundenen Kohlenstoff . . . . 3,27 %
Graphit . . . . 0,00 %
Silicium . . . . 0,304 %

enthalten hatte,

nach 72stündigem Glühen bei beginnender Kirschrotglut . 1,21 % Graphit,
„ 144 „ „ „ „ „ . 1,69 % „

1) Carbon and Iron, Journ. Iron Steel Inst. 1897, II, p. 115.

2) Proc. of the Cleveland Inst. of Eng., Dezember 1895.

3) Recherches sur la fonte malléable et sur la recuit des aciers. Gauthier-Villars. Paris 1881.

also bei einer wahrscheinlich unter 900° C. liegenden Temperatur. Früher wurde der Fall erwähnt, dass ein Stahl mit 1,70 % Kohlenstoff bei einer zweiten Cementation seinen Gehalt an gebundenem Kohlenstoff auf 0,24 % erniedrigte, und Royston sagt selbst, dass die Abscheidung des Kohlenstoffes als Graphit eine vollständige sein könne. Solche Thatsachen (und deren könnte man noch manche anführen) verleiten andererseits zu dem Glauben, dass die (verlängerte) Linie aE entgegen der nach Royston's Angaben abgeleiteten Lage, links von der Cementitlinie ES liege, und die Liniengruppe GOS in irgend einem Punkte schneide. Das ist jene Schlussfolgerung, zu welcher Stansfield bei seiner Besprechung der Roozeboom'schen Arbeit kam.

Osmond schliesst seine Betrachtungen mit folgenden Worten: „Wir finden somit bezüglich der Bildung von Graphit in gekohltem Eisen Widersprüche. Zweifellos muss nicht nur die Zeit, sondern auch die Gegenwart fremder Stoffe in Betracht gezogen werden. Es ist bekannt, dass Silicium und Aluminium, wenn in genügender Menge vorhanden, die Abscheidung von Graphit während der Erstarrung befördert. Eine sehr kleine Spur derselben Körper könnte bei langer Einwirkung im gleichen Sinne wirken. Ein einziges Siliciumatom repräsentiert in Bezug auf einen entsprechend kleinen dasselbe umgebenden Raum einen genügend hohen Gehalt; ist dieses Atom beweglich, wie man bei Lösungen annehmen muss, und erfolgt die Wiederauflösung des abgeschiedenen Graphites langsam, so kann sich ein bestimmtes Gleichgewicht zwischen den Ursachen der Graphitabscheidung und der Cementitbildung herstellen. Andererseits hat Forquignon gezeigt, dass eine Wasserstoffatmosphäre der Ablagerung von Graphit unter denselben Bedingungen der Temperatur und Zeit entgegenwirkt, bei welchen dasselbe Gussstück denselben beim Ausglühen in Holzkohle oder in Mineralien in bedeutenden Mengen gegeben hätte.“

H. Le Chatelier findet in dem Roozeboom'schen Diagramme Schwierigkeiten, die er auf folgende Ursachen zurückführt:

1. Die Gegenwart zahlreicher horizontaler Linien, die mit dem Phasengesetze nichts zu thun haben und die ihre Entstehung den Recalescenzversuchen verdanken. Sie zeigen die oft sehr verlängerten Verzögerungen an, welche man gegen Ende einer Umwandlung (z. B. Erstarrung der eutektischen Gemenge) beobachtet.

2. Die Kurven, welche die Zusammensetzung verschiedener variierender Phasen darstellen, sind in einer Figur in der Art vereinigt, dass jeder Punkt, je nach der Betrachtungsweise, die Zusammensetzung der einen oder der anderen Phase eines gegebenen Systems repräsentieren kann. Im Interesse der Deutlichkeit würde Le Chatelier vorziehen, für jede Phase ein eigenes Bild zu konstruieren, wobei nur Sorge zu tragen wäre, diese Bilder so nebeneinander zu stellen, dass gleiche Temperaturen in einer Horizontalen liegen. Die Vereinigung solcher relativer Kurven verschiedener Phasen hat nur den Zweck, die Verschiedenheiten der Zusammensetzung zweier benachbarter Phasen deutlicher hervortreten zu lassen und ihre relativen Verhältnisse zu berechnen. Aber dieser Vorteil ist nach Le Chatelier's Ansicht nicht gross genug, um die Nachteile aufzuheben, welche durch mögliche Irrungen entstehen können. Um solche Irrungen zu vermeiden, wäre es nötig, die Kurven für jede Phase in einer anderen Farbe zu zeichnen.

Zur Besprechung der einzelnen Kurven übergehend, wendet sich Le Chatelier zunächst zur

1. **Kurve des geschmolzenen Metalles** (Fig. 11, Tafel V).

Die Erstarrungstemperaturen, welche die Gleichgewichtskurve zwischen der flüssigen und der verschiedenen festen Phasen geben, gründen sich auf verschiedene Bestimmungen, namentlich von Mannesmann, Osmond und Roberts-Austen. Die Mannesmann'schen Bestimmungen weichen auf den ersten Blick sehr von den übrigen ab, können aber leicht korrigiert werden, wenn man annimmt, dass die Temperaturen in der Nähe von 500° richtig sind, und wenn man die anderen im Verhältnisse der Schmelzpunkte des reinen Eisens (1550 und 2000°) umrechnet.

Man erhält so folgende Resultate:

Kohlenstoff %	0	1,3	1,8	2,7	3,5	4,3	5,5
Mannesmann . . .	1550	1400	1310	1250	1200	1160	1200[1]
Osmond	1550	1410	1320	1260	1200	1125	1260
Roberts-Austen .	1600	1420	1360	1250	1200	1140	1290

1) Bei dieser Zahl scheint ein Irrtum vorzuliegen, da nach dem Mannesmann'schen Diagramme das Schmelzpunktsminimum bei 5,5 % Kohlenstoff liegt.

Diese Resultate sind genügend übereinstimmend, um die Schmelzpunktskurve mit hinreichender Genauigkeit zu bestimmen. Le Chatelier leitet hieraus folgende Punkte ab:

Kohlenstoff % .	0	1	2	2,25	3	4	4,3	5,5
Temperatur . .	1575	1450	1320	1275	1230	1170	1150	1250

Zeichnet man diese Punkte in ein Koordinatennetz ein, so scheint es, als ob die Schmelzpunktskurve aus zwei geraden Linien bestehen würde, welche sich bei

Kohlenstoff %	2,25
Temperatur	1275

schneiden.

Der wirkliche Nachweis eines derartigen Schnittpunktes wäre sehr wichtig, da er zeigen würde, dass der feste Körper im Gleichgewichte mit dem geschmolzenen Metalle plötzlich seine Natur ändert. Diese beiden sich gegenseitig ersetzenden festen Phasen würden Martensit und Austenit sein. Aber der gegenwärtige Genauigkeitsgrad der Versuche erlaubt noch keine definitive Schlussfolgerung und die Erscheinungen können möglicherweise auch gleich befriedigend durch eine stetige Kurve dargestellt werden.

2. Kurve der festen Lösungen (Fig. 12, Tafel V).

Die Gesamtheit der bisher beobachteten Thatsachen führt zu der Annahme zweier verschiedener fester Lösungen: Martensit und Austenit, die sich aber noch nicht sehr präzise unterscheiden lassen. Man kann, wie Roozeboom, die Existenz des Austenites in erster Annäherung vernachlässigen, und erst später auf denselben zurückkommen, um ihm den entsprechenden Raum anzuweisen.

Bezüglich des Martensites haben wir der Reihe nach die Gleichgewichtsverhältnisse zwischen ihm und dem geschmolzenen Metall, mit Graphit, Cementit und Ferrit zu studieren. Über die Zusammensetzung des Martensites im Gleichgewichte mit dem geschmolzenen Metalle wissen wir nichts. Hingegen finden wir in den Arbeiten von Sauveur, Osmond und Roberts-Austen genügend genaue Angaben über das Gleichgewicht zwischen ihm und Cementit oder Ferrit. Diese Angaben wurden auch von Roozeboom benutzt, und es ist hierüber weiter nichts zu sagen. Der auf das Gleichgewicht mit Graphit bezügliche Kurvenast ist hingegen ganz hypothetisch und nach

Le Chatelier's Ansicht sicher ungenau gezogen. Roozeboom hat angenommen, dass derselbe die Cementitkurve schneidet, während er nach Le Chatelier durchaus oberhalb letzterer liegt. Man weiss aus den Herstellungsarten des schmiedbaren Gusses, dass sich der Cementit in Berührung mit Martensit in einem metastabilen Zustande befindet und geneigt ist, sich als Graphit abzuscheiden. Die Gleichgewichtskurve des Cementites entspricht einer Übersättigung, ähnlich wie jener des Salzes $Na_2 SO_4 + 7 H_2 O$; sie liegt (nach Le Chatelier) ganz unter der Graphitkurve, wie jene des obigen Salzes ganz unter der von $Na_2 SO_4 + 10 H_2 O$ liegt.

Man besitzt überdies sehr genaue experimentelle Daten aus den Versuchen Mannesmann's und Royston's, um die Gleichgewichtskurve des Martensites gegen Graphit zu bestimmen. Dieselben sind folgende:[1])

Temperatur	700°	800°	900°	1000°	1100°	1130°
Mannesmann C% . .	0,45	0,55	0,75	1,5	4,—	5,5
Royston C%	0,7	—	—	1,4	—	—

Man sieht, dass der Kohlenstoffgehalt im Martensit oberhalb 1000° sehr rasch wächst; er würde sogar — wenn Mannesmann's Versuche richtig sind — weit höher steigen, als im geschmolzenen Metalle. Dies bedarf allerdings dringend einer Bestätigung, bleibt daher einstweilen am besten unberücksichtigt.

3. Austenit-Kurve.

Es bleibt noch die Existenz des Austenites als einer vom Martensite unterschiedenen Phase zu besprechen. Sie ist nach Osmond durch geringere Härte, Magnetisierbarkeit und Veränderlichkeit durch Reagentien charakterisiert, als dem Martensit zukommt. Dies genügt vollkommen, um zwischen diesen beiden Stoffen bei gewöhnlicher Temperatur eine Grenze zu ziehen, reicht aber nicht hin, zu entscheiden, ob dieselben Unterschiede auch bei höherer Temperatur existieren. Man weiss in der That, dass der Martensit oberhalb des Recalescenzpunktes nicht magnetisch ist. Der Austenit könnte also nur eine Varietät des Martensites sein, der bei gewöhnlicher Temperatur in einem Zustande

1) Siehe auch die unten mitgeteilte Zusammenstellung des Verfassers, der zu etwas abweichenden Zahlen kommt.

erhalten werden kann, der mit dem in der Wärme identisch ist, und diese Konservierbarkeit könnte möglicherweise durch die Gegenwart eines etwas höheren Kohlenstoffgehaltes bedingt sein. Allein die Klarheit der Krystallentwickelung des Austenites macht diese Hypothese schwer annehmbar. Es ist nach Le Chatelier wahrscheinlich, dass zwischen diesen beiden Arten fester Lösungen kein Zusammenhang besteht, und dass er einem anderen Krystallsysteme angehört, machen zahlreiche Beispiele wahrscheinlich. Auch scheint der Übergang von einer Varietät in die andere von einer plötzlichen Änderung des Kohlenstoffgehaltes begleitet zu sein. Um der Existenz des Austenites Rechnung zu tragen, teilt Le Chatelier das früher entworfene Martensit-Diagramm in zwei getrennte Partien.

4. Troostit-Kurve.

Roozeboom hat wegen Mangel an genauen Nachweisungen den Troostit ganz unbeachtet gelassen. Noch nicht publizierte Untersuchungen haben Le Chatelier Aufklärungen über seine Existenzbedingungen gegeben. Die Recalescenzerscheinung, die durchaus nicht so einfach ist als man sich bisher vorstellte, besteht nämlich aus zwei aufeinander folgenden Phänomenen: in der Umwandlung von Perlit in Troostit und dann in der Umwandlung von Troostit in Martensit, wie Le Chatelier beim Studium der Dilatationserscheinungen erkannte. Stahl mit 0,9 % Kohlenstoff giebt beim Recalescenzpunkte eine plötzliche Kontraktion, welcher unmittelbar eine eben so grosse Ausdehnung folgt. Die Grösse dieser entgegengesetzten Vorgänge beträgt 0,1 %. Wird das Metall am Anfange der plötzlichen Kontraktion gehärtet, so besteht es gänzlich aus Perlit; erfolgt die Härtung beim Maximum der Kontraktion, so besteht es aus Troostit, der noch kleine Partikelchen von Perlit und Martensit eingeschlossen enthält; härtet man unmittelbar nach dem Wiedereintreten der ursprünglichen Dimensionen, so hat man nur Martensit. Aber der Unterschied zwischen diesen beiden successiven Umwandlungen beträgt nicht 50° C., was das vollständige Studium dieser Vorgänge sehr erschwert. Le Chatelier konnte das Auftreten dieser beiden Perioden auch noch bei Stahl mit nur 0,3 % Kohlenstoff, jedoch nur während der Abkühlung, beobachten; bei Stahl mit 1,1 % Kohlenstoff bleibt es jedoch zweifelhaft. Nach alledem,

und weil der Troostit bei seiner Bildungstemperatur bereits magnetisch ist, hält er ihn für eine eigene, vom Martensit und Austenit abweichende Art von fester Lösung.

Die in Fig. 13, Tafel V, gegebenen Diagramme sind unter Berücksichtigung aller hier erwähnten Korrekturen gezeichnet; die auf die verschiedenen Phasen bezüglichen Diagramme wurden in einer Figur vereinigt, um den Vergleich mit jener Roozeboom's zu erleichtern. Die auf metastabile Zustände bezüglichen Kurven wurden jedoch weggelassen, um Irrungen zu vermeiden. Auch das Troostit-Diagramm wurde wegen mangelnder Kenntnis über die Zusammensetzung dieser Phasen gleichfalls nicht eingezeichnet.

Le Chatelier bespricht noch eine Einwendung, welche man leicht versucht sein könne gegen die Anwendung des Phasengesetzes in unserem Falle zu machen. Die mikroskopische Untersuchung zeigt nämlich bei den Eisen-Kohlenstoff-Legierungen häufig eine grössere Zahl von Phasen, als nach der Theorie möglich wären. Im Gusseisen begegnet man häufig Graphit, Cementit und Ferrit nebeneinander, während nach der Theorie nur zwei Phasen vorhanden sein sollten. Manchmal ist sogar die Zahl der nebeneinander auftretenden Phasen überaus gross, wie z. B. beim Martensit, welcher in einem Korne manchmal eine von Ort zu Ort variierende Zusammensetzung besitzt, wie man an den verschieden dicht liegenden Banden des daraus entstandenen Perlites sehen kann. In allen ähnlichen Fällen, die gewöhnlich von zu rascher Abkühlung herrühren, wurde der Gleichgewichtszustand nicht erreicht, und kann daher das Phasengesetz nicht angewendet werden.

Viertes Kapitel.

Andere Gleichgewichtskurven.

(Schluss.)

Wie man sieht, kommen die einzelnen Forscher zu recht erheblich verschiedenen Ansichten. Wenn auch zur endgiltigen Lösung dieser Widersprüche eingehende Versuche durchgeführt werden müssen, so wird es sich doch schon jetzt empfehlen, die

Frage — soweit dies mit unseren gegenwärtigen Erfahrungen möglich ist — noch einmal gründlich zu beleuchten. Zu diesem Zwecke wollen wir die einzelnen Gleichgewichtskurven der Reihe nach durchgehen.[1])

1. Kurve des geschmolzenen Metalles.

Hier bedürfen nur die von Le Chatelier korrigierten Angaben Mannesmann's (siehe des letzteren Diagramm l. c. Tafel I, Fig. 3) einige Erwähnungen:

Die Umrechnung der Schmelzpunkte von Seite des Verfassers giebt nämlich teilweise etwas von Le Chatelier abweichende Werte:

C-Gehalt, %	Schmelzpunkt nach Mannesmann umgerechnet vom Verfasser[2]) °C.	Schmelzpunkt nach Mannesmann umgerechnet von H. Le Chatelier °C.
0	1550	1550
0,5	1470	—
1,0	1400	—
1,3	1360	1400
1,5	1340	—
1,8	1310	1310
2,0	1300	—
2,25	1280	—
2,5	1260	—
2,7	1250	1250
3,0	1230	—
3,5	1200	1200
4,0	1180	—
4,3	1160	1160
4,5	1150	—
5,0	1140	—
5,5	1130	1200
6,0	1140	—
6,5	1160	—

Somit hätten wir folgende Zusammenstellung (wobei wir von den Mannesmann'schen Zahlen für mehr als 4,3 % Kohlenstoff absehen, bei welchen Unterkühlung stattgefunden zu haben scheint):

---

1) H. v. Jüptner, Stahl u. Eisen, 1901, I.

2) Die Art der Umrechnung ist aus folgendem Beispiele (0,5 % Kohlenstoff) am besten zu ersehen: $(1880 - 500) : x = (2000 - 500) : (1550 - 500)$
$x = \frac{1380 \times 1500}{1050} = 1380 \times 0{,}7 = 966$. Schmelzpunkt $= 500 + 966 = 1466°$ C.

C-Gehalt, %	Mannesmann °C.	Osmond °C.	Roberts-Austen °C.	Mittel °C.
0	1550	1550	1600	1575
1,3	1360	1410	1420	1400
1,8	1310	1320	1360	1330
2,7	1250	1260	1250	1250
3,5	1200	1200	1200	1200
4,3	1160	1125	1140	1140
5,5	—	1260	1290	1275

Auch diese Kurve lässt sich ungezwungen in zwei Gerade zerlegen, welche sich bei

Kohlenstoff . . . . . 2,2 %,
Schmelzpunkt . . . . 1275° C.,

also genau, wie bei Le Chatelier, schneiden.

Man kann nur mit Le Chatelier's Wunsch übereinstimmen, dass bald durch Versuche nachgewiesen werden möge, ob diese Annahme streng richtig ist, oder ob wir es doch mit einer stätigen Kurve zu thun haben.

Es verdient hier hervorgehoben zu werden, dass die Verlängerung der Schmelzpunktskurve der Legierungen von 2,2 % bis 4,3 % Kohlenstoff die Cementitlinie bei 1030°, also ungefähr bei jener Temperatur schneidet, bei welcher von verschiedenen Beobachtern ein Haltepunkt in der Kühlungskurve beobachtet wurde.

2. Gleichgewichtskurven der festen Phasen gegen die flüssige Phase.

Hierüber ist, ausser dem in den vorigen Kapiteln bereits Gesagten, nichts zu erwähnen.

3. Gleichgewichtskurven zwischen Martensit, Ferrit und Cementit.

Dieselben sind nach den Untersuchungen von Osmond, Roberts-Austen und Sauveur genügend festgestellt.[1])

4. Gleichgewicht zwischen Martensit und Graphit.

Da hier die Ansichten sehr auseinander gehen, müssen wir die vorliegenden Beobachtungsdaten näher in Betracht ziehen.

1) Siehe übrigens die Bemerkungen über die Grenzkurve zwischen Martensit und Cementit auf Seite 30, 31.

a) Daten von Mannesmann.

Mannesmann hat die Durchschnittsresultate seiner Cementationsversuche in einem Diagramm zusammengestellt, dem wir folgende (in gleicher Art wie bei seinen Schmelzpunktsangaben umgerechnete) Zahlen entnehmen:

Kohlenstoff %	Sättigungstemperatur (abgerundet) °C.
0,35	400
0,5	760
1,0	890
1,5	960
2,0	990
2,5	1020
3,0	1040
3,5	1060
4,0	1070
4,5	1080
5,0	1085
5,5	1090
6,0	1095
6,5	1100

Andererseits giebt jedoch Mannesmann[1]) an, dass Eisen bei Kupferschmelzhitze (etwa 1050° C.) 1,8 % Kohlenstoff zu lösen vermöge, was mit obigen Zahlen schlecht übereinstimmt.

b) Royston's Versuche.

Derselbe erhielt nach dreistündigem Erhitzen von völlig enthärtetem schmiedbaren Guss folgende Resultate:

	I.	II.	III.	IV.	V.
Art der Behandlung	ursprüngliche Probe	nach dreistündigem Erhitzen auf			geschmolzen und in Stangen gegossen
		620° C.	720° C.	1030° C.	
Graphit	3,5 %	3,5 %	2,65 %	2,0 %	Spur
Gebundener C	Spur	Spur	0,85 %	1,5 %	3,5 %
Mikrographische Zusammensetzung	—	—	—	Martensit, Cementit, Graphit.	—

1) l. c., S. 64.

Hiervon interessieren uns gegenwärtig nur die drei ersten Versuche, welche ergeben:

Temperatur °C.	Prozente Kohlenstoff nach dem Versuch	Prozente Kohlenstoff nach Abrechnung des Graphites
620	0	0
720	0,85	0,88
1030	1,5	1,53

Doch ist es hier, wie bei den vorerwähnten Mannesmann'schen Versuchen keineswegs sicher, dass thatsächlich Sättigung erreicht war.

Weitere Versuche Royston's mit weissem Roheisen ergaben:

	I.	II.	III.	IV.	V.
Art der Behandlung .	ursprüngliche Probe:	auf 850° erhitzt, von 780° bis 670° langsam (8 Stdn.) abgekühlt	von heller Rotglut bis 710° langsam gekühlt	bis 740° langsam gekühlt	von heller Rotglut bis 720° langsam gekühlt
Graphit	Spur	2,75 %	do.	0,80 %	2,65 %
Gebundener C	3,85 %	1,1 %	do.	3,05 %	1,20 %
Mikrographische Zusammensetzung	--	Graphit, Cementit, Ferrit, kein Perlit	do.	Cementit, Graphit, Perlit, Ferrit	kein Perlit
Anmerkung	—	ausserordentlich weich	—	offenbar hatte die Zersetzung des Cementites bereits begonnen.	—

Somit waren noch in Lösung verblieben:

bei 670° C. . . . . . 1,1 % Kohlenstoff,
„ 720° „ . . . . . . 1,20 % „
„ 740° „ . . . . . . 3,05 % „

Wäre bei der Erhitzung des Carbides die Zersetzung eine genügend vollständige gewesen und Gleichgewicht erreicht worden, was aber keineswegs sicher ist, so müsste der gefundene Gehalt

an gebundenem Kohlenstoff der Sättigung bei der tiefsten Temperatur der langsamen Abkühlung entsprechen.

Weiter führt Royston noch folgende Versuche mit weissem Roheisen an:

	I.	II.	III.
Art der Behandlung . .	ursprüngliche Probe	rasch auf 1030° C. erhitzt, dann	
		abkühlen lassen	in Wasser gehärtet
Graphit	Spur	2,30 %	2,35 %
Gebundener C	3,85 %	1,50 %	1,50 %

Ersteren Versuch können wir nicht weiter in Betracht ziehen, weil über Art und Ende der Abkühlung nichts Näheres mitgeteilt ist; der zweite Versuch gäbe aber nur dann die Zusammensetzung des bei 1030° C. gesättigten Metalles, wenn beim raschen Erhitzen sicher vollständige Zersetzung des Carbides erreicht worden wäre.

c) Cementations-Versuche von Saniter.[1])

Sehr reiner Eisendraht von 0,04″ engl. Durchmesser wurde verschieden lange Zeit in einer mit Holzkohle gefüllten Porzellanröhre auf etwa 900° C. erhitzt und in der Röhre erkalten lassen. Er erhielt dabei folgende Resultate:

Zusammensetzung	Reiner Eisendraht	Reiner Eisendraht nach 7 Stunden Erhitzen	Reiner Eisendraht nach 14 Stunden Erhitzen	Reiner Eisendraht nach 21 Stunden Erhitzen
	%	%	%	%
Mangan . . .	Spur	.	.	.
Silicium . . .	„	.	.	.
Kupfer	„	.	.	.
Gesamt-C . . .	„	1,64	2,79	2,95
Geb. C (Diff.) . .	—	.	.	2,42
Graphit . . .	—	.	.	0,53
Schwefel . . .	0,011	.	.	.
Phosphor . . .	0,014	.	.	.
Eisen (Diff.) . .	99,975	98,33	97,18	97,03

1) „Carbon and Iron", Journ. Iron Steel Inst. 1897, II, p. 122.

Die mikroskopische Untersuchung zeigte bei den beiden ersten Proben Perlit mit dazwischenliegenden Cementitadern, welche durch den ganzen Querschnitt reichten; bei der dritten Probe Perlit, Cementit und Graphit (oder Temperkohle, durch das Mikroskop jedoch nicht zu entdecken); der Cementit hatte sich jedoch im Innern konzentriert, so dass keine Adern desselben mehr nach aussen reichten. Die Aussenseite des Drahtes war mit Graphit bedeckt, der vor der Analyse sorgfältig entfernt wurde.

Saniter schliesst aus diesen Versuchen, dass mit 2,95 % Kohlenstoff die Sättigung erreicht war. Dies ist jedoch nicht ganz sicher, da einerseits nicht nachgewiesen ist, ob der in der erkalteten Probe gefundene Graphit (0,53 %) bei 900° C. gänzlich gelöst war, und andererseits die Möglichkeit vorliegt, dass bei dieser Temperatur auch noch mehr Kohlenstoff hätte in Lösung gehen können, der natürlich während der Abkühlung gleichfalls als Graphit (Temperkohle) zur Abscheidung gekommen wäre.

Auf jeden Fall sind die von Saniter gewonnenen Werte weit höher, als die entsprechenden der vorigen Versuche.

d) J. O. Arnold's Versuche.[1]

Nach Arnold beginnt die Diffusion des Kohlenstoffes in Eisen erst bei 750° C., und steigert sich plötzlich bei 900° C. Nach ihm diffundiert

bei 750° $Fe_{24}C$ (bis 0,9 % C)
„ 900° Fe_3C (mindestens bis 2 % C),

was mit den vorigen Versuchen auch wenig übereinstimmt.

e) Margueritte's Versuche.

Derselbe erhitzte aus Oxalat erhaltenes, sehr fein verteiltes Eisen drei Stunden lang in einem Strom von CO; der aufgenommene Kohlenstoff wurde aus der Gewichtszunahme berechnet. Er erhielt:

bei beginnender Rotglut (694° C. nach Taylor) Erweichen und Schmelzen von Glas . . . . 6,60 % C
bei heller Rotglut (843° C. nach Taylor) . . . . . . 6,55 % „
bei dunkelorange (Schmelzen des Silbers: 950° C.) . . . 1,21 % „

1) Journ. Iron Steel Inst. 1899, I.

also weitaus die höchsten Werte, was ja daraus leicht erklärlich ist, weil die Sättigung des Eisens in so feiner Verteilung jedenfalls weit rascher erfolgen muss, als wenn es in grösseren Stücken angewendet wird. Osmond hat oben mit Recht darauf hingewiesen, dass die Zusammensetzung des bei den ersten beiden Versuchen erhaltenen Metalles mit jenen des Eisencarbides (Cementit) übereinstimmt.

Ein Vergleich der vorstehend angeführten Versuchsergebnisse zeigt eine auffallend geringe Übereinstimmung, so dass eine gründliche Revision derselben dringend wünschenswert wäre.

Um jedoch wenigstens zu einem vorläufigen Urteile zu gelangen, das ja bei späteren Untersuchungen als Fingerzeig dienen kann, ist zu bedenken, dass nur die höchsten erreichten Werte möglicherweise der Sättigung entsprechen können (doch darf man nicht vergessen, dass selbst auch bei diesen vielleicht noch nicht Sättigung erreicht worden sein kann). In dieser Richtung zeigen nun die Versuche Margueritte's, dass schon bei sehr niederen Temperaturen erstaunlich hohe Kohlenstoffgehalte erreichbar sind.

Die nächst hohen, wenn auch die vorigen nicht erreichenden Zahlen geben die Versuche Saniter's, die uns deshalb besonders interessieren, weil auch die mikrographische Zusammensetzung der erhaltenen Metallproben bekannt ist. Er fand, dass das Material nach 7- und nach 14stündiger Cementation im erkalteten Zustande aus Perlit (bei höheren Temperaturen also offenbar aus Mischkrystallen) bestand, der ganz von Cementitadern durchsetzt war, und dass sich nach 21stündiger Cementation der Cementit im Innern des Stückes konzentriert hatte. (Von der Graphitbildung wollen wir einstweilen absehen.)

Bedenkt man ferner, dass nach dem Phasengesetze bei einem Systeme von zwei Bestandteilen bei veränderlicher Temperatur nur zwei Phasen nebeneinander existieren können, wenn Gleichgewicht vorhanden sein soll,[1]) so kann man sich den Vorgang der Cementation etwa in folgender Weise verlaufend denken:

Werden Kohlenstoff und Eisen in Berührung miteinander erhitzt, so diffundiert ersterer so lange unter Bildung von Misch-

1) Drei Phasen können nur bei einer einzigen bestimmten Temperatur coëxistieren.

krystallen in letzteres, bis die der Cementationstemperatur entsprechende Sättigung der Mischkrystalle (Kurve ES) erreicht ist, und wir kommen somit zu dem Gleichgewichte:

Kohlenstoff + Martensit.

Dies entspricht der Arnold'schen Auffassung.

Ist dieses Gleichgewicht erreicht, d. h. tritt ebensoviel Kohlenstoff in das Eisen ein, als von demselben wieder nach aussen abgegeben wird, so tritt entweder Stillstand ein, oder es kann eine Änderung dieser Zustände eintreten; aber erst dann, bis aus irgend einem Grunde an einer oder an mehreren Stellen des Martensites Cementit zur Ausscheidung gelangt. Diese Ausscheidung findet thatsächlich, und zwar anscheinend ziemlich leicht statt, woraus wir entgegen der früher erwähnten Ansicht schliessen müssen, dass unter den obwaltenden Verhältnissen Cementit stabiler ist als Kohle; das ist aber auch leicht erklärlich, da ja der unter diesen Umständen mit Kohle im Gleichgewicht stehende Martensit in Bezug auf Cementit gesättigt ist. Unter diesen Verhältnissen haben wir also eigentlich zwei Körpersysteme, also auch zwei Gleichgewichte nebeneinander,[1]) nämlich:

Kohlenstoff + Martensit | Martensit + Cementit.

Durch diese Cementitabscheidung wird aber der unmittelbar daranstossende Teil des Martensites kohlenstoffärmer; es kann somit neuerdings Kohlenstoff aufgenommen werden, bis wieder Sättigung eintritt, und daher noch mehr Cementit abgeschieden werden kann. Dies kann dann möglicherweise (Margueritte'sche Versuche) so weit führen, bis wir schliesslich vielleicht zu dem Gleichgewichte

Kohlenstoff + Cementit

gelangen.

Um nun das Auftreten von Graphit (oder Temperkohle) zu erklären, müssen wir weitere Versuchsergebnisse in Betracht ziehen.

Da haben wir zunächst eine ganze Reihe von Beobachtungen (siehe die oben zitierten Saniter'schen Cementationsversuche, die

1) Man kann sich hierbei vorstellen, dass die Cementitabscheidung im Innern des Martensites oder an dessen Oberfläche zunächst an jenen Stellen stattfindet, an welchen gerade keine Kohlenstoffteilchen anliegen.

Beobachtungen Osmond's u. s. w.), welche zeigen, dass Stahl oder Eisen, das nach der ersten Cementation nur gebundenen Kohlenstoff enthielt, bei fortgesetzter Cementation Graphit abscheidet.

Um hierfür eine Erklärung zu finden, müssen wir die folgenden Versuche Saniter's[1]) über das Verhalten von Eisencarbid für sich bei höheren Temperaturen heranziehen:

	I.		II.	
	gebund. C %	Graphit %	gebund. C %	Graphit %
Ursprüngliches Carbid . .	6,73	0,19	6,46	0,22
In Stickstoff auf 800° C. erhitzt, dann langsam abgekühlt	5,72	0,40	—	—
In Stickstoff auf 1000° C. erhitzt, dann langsam abgekühlt	3,63	2,50	3,79	2,41
Auf 1000° C. erhitzt, dann in kaltem Wasser gehärtet	5,57	0,56	—	—
In Magnesia geschmolzen, dann langsam abgekühlt	—	—	1,22	3,05

Man sieht hieraus, dass der Cementit mit steigender Temperatur immer mehr dissociiert, dass aber bei hohen Temperaturen (1000° C.) ein erheblicher Teil des so frei gewordenen Kohlenstoffes noch gelöst bleibt.

Natürlich kann diese Spaltung des Cementites auch bei Gegenwart von Martensit stattfinden. Sind jedoch die Cementit-Partikelchen sehr klein, so wird der ausgeschiedene Graphit (oder Temperkohle) neuerdings wieder cementierend wirken, also wieder in Lösung gehen können. Haben dieselben hingegen eine beträchtliche Grösse erlangt (und dass dies thatsächlich der Fall ist, sehen wir recht deutlich aus den Cementationsversuchen Saniter's, bei welchen sich der Cementit im Innern der Masse zu einer ziemlich dichten Masse konzentrierte), so wird die Wiederlösung des abgeschiedenen Kohlenstoffes zufolge der langsamen Diffusionsgeschwindigkeit und der bedeutenden Weglänge, welche die Kohlen-

1) l. c.

stoffteilchen zurückzulegen hätten, ein Ende erreichen und es wird eine bleibende Graphitausscheidung auftreten können.

Bei genügend lange fortgesetzter Cementation können wir also nebeneinander verschiedene Gleichgewichte oder, vielleicht richtiger gesagt, verschiedene Systeme von je zwei Körpern antreffen, und zwar etwa in folgender Reihenfolge:

1. Kohlenstoff + Martensit,
2. Martensit + Cementit,
3. Dissociation von Cementit.

Die früher erwähnten Margueritte'schen Versuche sprechen gleichfalls für die Dissociation des Cementites, indem bei diesen die Kohlenstoffaufnahme bei höherer Temperatur kleiner war als bei niederer, bei welcher noch keine Dissociation eintrat.

Auch bei diesem Erklärungsversuche bleibt noch manches unklar, wie z. B. das Auftreten von Graphit neben Ferrit und die Bildung von Temperkohle im kohlenstoffarmen Stahl.

Letzteres liesse sich am Ende auch noch erklären, wenn man annimmt, dass die Abscheidung der Temperkohle im Innern des Cementites vor sich gehe. Auch die Abscheidung von Graphit an der Oberfläche des Metalles bei Saniter's Cementationsversuchen nach 21stündiger Cementation, sowie die Abnahme des Kohlenstoffgehaltes eines Roheisens von 2,52 % nach der Cementation auf 2,37 %, welche Ledebur beobachtete, sind erklärlich, da ja der Kohlenstoff bei der Cementation nicht nur ins Metall hinein, sondern (namentlich wenn jenes gesättigt ist) auch wieder herauswandert.

Vielleicht spielt bei diesen Vorgängen das Krystallisationsstreben eine Rolle, so dass mit der Zeit eine immer vollkommenere Trennung der oben erwähnten Körpersysteme eintritt, oder es treten die übrigen Begleitstoffe in Wirksamkeit, indem sich dieselben gerade an den Berührungsstellen der Phasen anreichern. Wenigstens würden hierfür die Beobachtungen von H. Behrens sprechen, nach welchen die Graphitblättchen im Roheisen auf einer oder auf beiden Seiten von einem verwaschenen Saume begrenzt sind, der sich als kohlenstoffarmes, aber siliciumhaltiges Eisen erwies. Nach Wedding[1]) ist es wahrscheinlich, dass der Silicium-

1) Handbuch der Eisenhüttenkunde, 2. Aufl., 1, S. 29.

gehalt dieser Höfe grösser ist als jener der dazwischenliegenden kohlenstoffreicheren Partien, weil die nicht selten in Graphitblättchen eingeschlossenen Eisenpartikel häufig mehr Silicium enthalten als die Hauptmasse.

5. Bildung von Cementit aus Mischkrystallen und Graphit bei oder unter der Linie EF.

Diese Bildung scheint nach den oben angeführten Beobachtungen Osmond's ziemlich sichergestellt. Überdies muss ja wohl auch dem von verschiedenen Forschern beobachteten, früher eingehend besprochenen Haltepunkte in der Kühlungskurve bei etwas über 1000° C. irgend ein Vorgang entsprechen. Auch zeigen Saniter's Dissociationsversuche, dass auf 1000° C. erhitztes Eisencarbid nach dem Härten in Wasser 1,94 % Kohlenstoff mehr im gebundenen Zustande enthält als nach langsamer Abkühlung.

6. Auftreten von Troostit.

Nach den oben angeführten Dilatationsmessungen H. Le Chatelier's unterliegt es keinem Zweifel, dass der Martensit während seiner Abkühlung bei A_1 zunächst in Troostit übergeht, und dass dieser sich bei einer etwa 50° C. tiefer liegenden Temperatur in Perlit umwandelt. Der Troostit muss somit eine selbständige Phase von Kohlenstoffeisen-Mischkrystallen, resp. von festen Kohlenstoffeisen-Lösungen darstellen.

Da nun nach Campbell's Untersuchungen in gehärtetem Stahl das Eisencarbid $C_2\,Fe_6$, im ausgeglühten aber $C_4\,Fe_{12}$ dominiert, daneben aber auch noch die Carbide $C_3\,Fe_9$ und $C_5\,Fe_{15}$ vorkommen sollen, liegt die Annahme nahe, dass Martensit eine Lösung von $C_2\,Fe_6$, Troostit aber eine solche von $C_3\,Fe_9$ in Eisen sein könne. Im Perlit hätten wir dann $C_4\,Fe_{12}$ abgeschieden, während der Austenit nach den Auseinandersetzungen im ersten Teile dieses Buches eine Lösung von C in Eisen darstellen könnte.

Fünftes Kapitel.

Vorgänge bei der Abkühlung und Erwärmung von Eisenlegierungen.

Wenn auch die Gleichgewichtskurven des Eisen-Kohlenstoff-Systemes noch eines eingehenden experimentellen Studiums bedürfen, um in allen Details festgelegt zu werden, so ist ihre allgemeine Form doch schon so weit sicher gestellt, dass wir die Veränderungen, welche das System bei der Abkühlung beziehungsweise bei der Erwärmung erleidet, an der Hand der Fig. 9, Tafel IV, und Fig. 14, Tafel VI, verfolgen können. Obwohl hierbei eine teilweise Wiederholung von schon früher Gesagtem unvermeidlich ist, dürfte sich eine derartige Betrachtung dennoch empfehlen, um über diese Vorgänge volle Klarheit zu erlangen.

Hierbei ist es von grösster Wichtigkeit zwischen stabilen und metastabilen Zuständen zu unterscheiden, weshalb dieselben in Fig. 9, Tafel IV, und Fig. 14, Tafel VI, in verschiedener Weise bezeichnet wurden. Die stabilen Zustände treten bei **sehr** langsamer Abkühlung ein, während die metastabilen Zustände einer etwas weniger langsamen Abkühlung entsprechen. Eine rasche Abkühlung verhindert endlich gewisse Umwandlungen, die bei langsamer Abkühlung stattfinden, und bewirkt jene Erscheinungen, welche man als **Härtung** bezeichnet.

Nun treten aber noch dadurch Komplikationen ein, dass die Art der bei hoher Temperatur erfolgenden Abkühlung in erheblichem Maasse die Veränderungen beeinflusst, welche die spätere Abkühlung bei mittleren und niedereren Temperaturen bewirkt oder verhindert, so dass wir mancherlei Kombinationen verschiedener Abkühlungsarten besprechen müssen.

1. Langsame Abkühlung der flüssigen Legierung bis zur Erstarrung.

α) Legierungen mit weniger als a % Kohlenstoff.

Längs der Kurve AsB beginnt die Ausscheidung von Mischkrystallen, deren Zusammensetzung durch die Kurve Aa gegeben ist. Die Erstarrung ist vollständig, wenn die Zusammensetzung der Mischkrystalle mit jener der ursprünglichen geschmolzenen

Legierung gleich geworden ist.[1] Das Produkt der Erstarrung ist Martensit von mit dem Kohlenstoffgehalte wechselnder Zusammensetzung.

β) Legierungen mit mehr als a- und weniger als B % Kohlenstoff.

In ähnlicher Weise, wie früher, scheiden sich längs der Kurven AsB Mischkrystalle von der Zusammensetzung Aa ab; doch nehmen bei genügender Langsamkeit der Abkühlung diese Mischkrystalle schliesslich alle die Zusammensetzung a an. Der letzte Rest der flüssigen Legierung erstarrt bei 1130° C. zu einem eutektischen Gemenge von Mischkrystallen der Zusammensetzung a und von Graphit. Das Resultat der Erstarrung ist somit Martensit und Graphit.

γ) Legierungen mit mehr als 4,3 % Kohlenstoff (B).

Längs der Linie BD erfolgt die Abscheidung von Graphit, während der Rest der Legierung bei 1130° C. zu demselben eutektischen Gemenge wie früher erstarrt. Das Ergebnis der Erstarrung ist somit nur quantitativ von dem vorigen verschieden. Bei genügend langsamer Erstarrung wird sich aller Kohlenstoff über 4,3 % als Garschaum abscheiden und schliesslich die eutektische Legierung zu einer kompakten Masse erstarren, wie wir dies früher (S. 28) an dem Versuche Saniter's mit geschmolzenem Eisencarbide gesehen haben.

2. Rasche Abkühlung der flüssigen Legierung bis zur Erstarrung.

α) Legierungen mit weniger als E_1 % Kohlenstoff.

Die Abkühlung erfolgt ähnlich wie früher, ist jedoch von den in der Einleitung (S. 5) erwähnten Verzögerungen begleitet. Die vollständige Erstarrung tritt erst bei der Zusammensetzung E_1 und einer Temperatur von etwa 1050° C. ein. Das Ergebnis der Erstarrung ist Martensit von wechselnder Zusammensetzung (bis E_1 % Kohlenstoff).

---

1) Der Einfluss einer etwas weniger langsamen Erstarrung wurde bereits in der Einleitung (S. 5) eingehend besprochen.

Fig. 14.

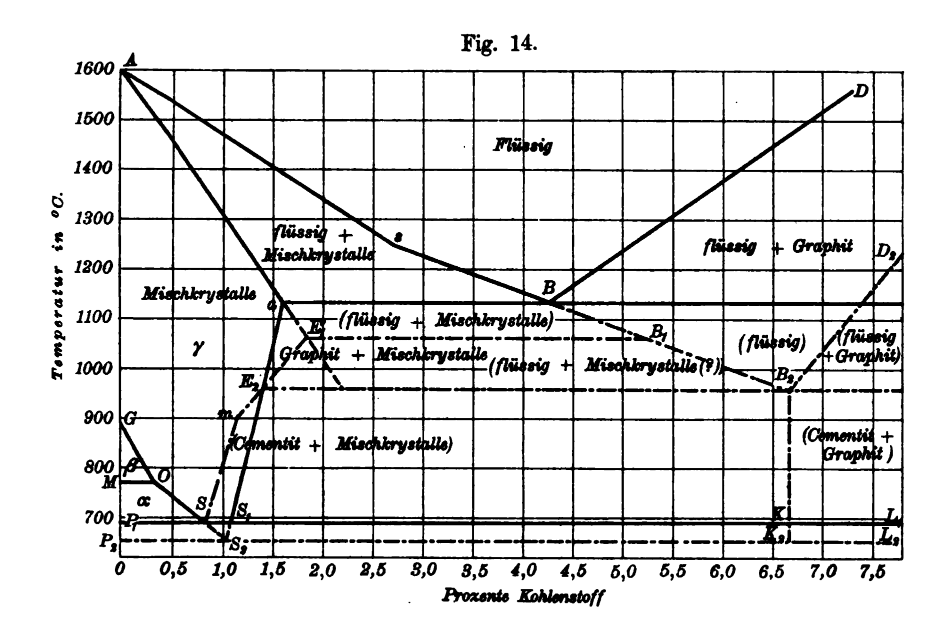
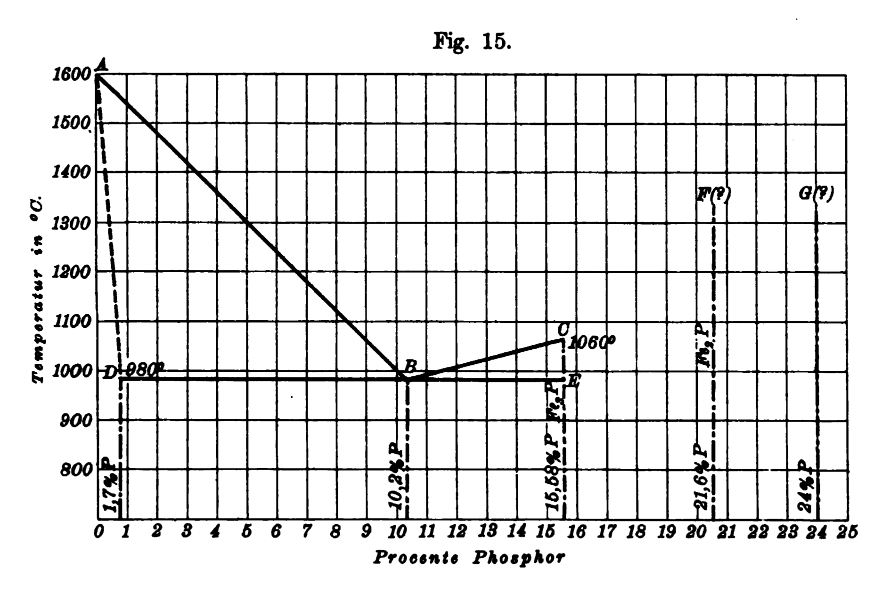
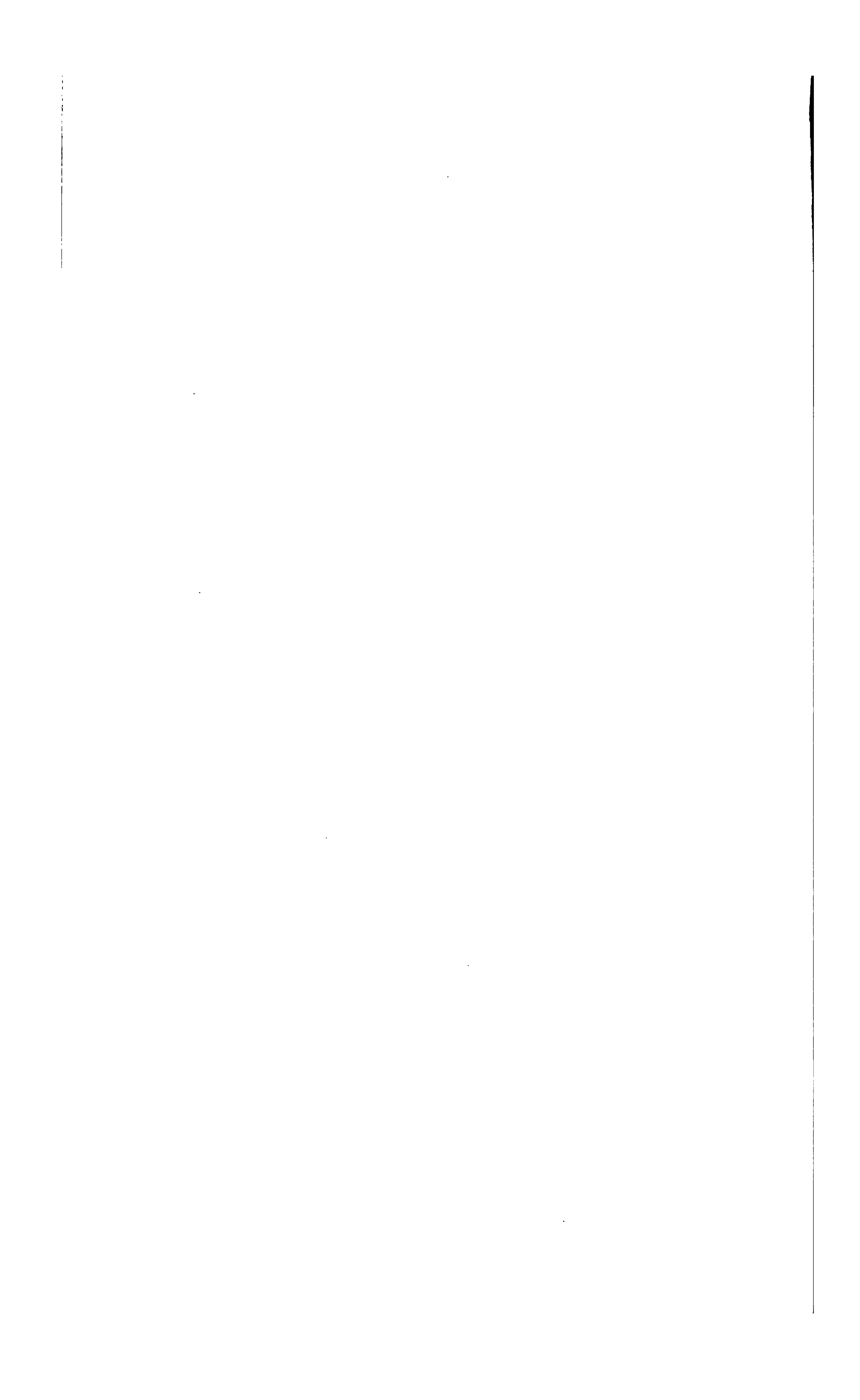


Fig. 15.



Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig.



β) Legierungen mit mehr als E_1 und weniger als B_1 % Kohlenstoff.

Wie im vorigen Falle scheiden sich längs der Linie $A s B B_1$ Mischkrystalle ab, deren Zusammensetzung durch die Kurve $A E_1$ gegeben ist. Alle diese Mischkrystalle werden im Verlaufe der Erstarrung immer kohlenstoffreicher und der Rest der Legierung erstarrt endlich bei einer Temperatur von etwa 1050° C. zu einem eutektischen Gemenge von Mischkrystallen der Zusammensetzung E_1 und von Cementit (Eisencarbid). Das Endprodukt der Erstarrung ist somit Martensit und Cementit.

γ) Legierungen mit mehr als B_1 % Kohlenstoff.

Über solche liegen gar keine Beobachtungen vor. Nach dem Diagramme (Fig. 9, Tafel IV) könnte längs der Linie $D_1 B_1$ Graphit zur Abscheidung gelangen, während bei $B_1 F_1$ ein eutektisches Gemenge von Martensit und Cementit, längs der Linie $F_1 H$ ein solches von Cementit und Graphit erstarren würde. Andererseits könnte aber auch (wie in Fig. 14, Tafel VI angedeutet) bei hoch kohlenstoffhaltigem Eisen und sehr rascher Abkühlung die Erstarrung längs der Linie $A s B B_1$ bis B'' fortschreiten und die Graphitausscheidung erst längs $D'' B''$ beginnen. Dann würde B'' gleichfalls einen eutektischen Punkt vorstellen, rechts welchem ein Gemenge von Cementit und Graphit zur Erstarrung gelangte. Glücklicherweise kommen so kohlenstoffreiche Legierungen in der Praxis nicht vor, so dass die Entscheidung dieser Frage nur von theoretischem Interesse ist.

3. Langsame Abkühlung vom Punkte der vollständigen Erstarrung bis auf gewöhnliche Temperatur.

α) Die Erstarrung erfolgte durch langsame Abkühlung, d. h. sie war längs der Linie $a B C$ vollendet.

Bei kohlenstoffreicheren Legierungen scheidet sich im Verlaufe der Abkühlung aus dem Martensite längs der Kurve $a S_1$ Graphit ab. Das Ergebnis der Abkühlung ist bei 690° C. somit ein Gemenge von Martensit und Graphit.[1])

1) Bei sehr langsamer Abkühlung wäre zwischen a und E'' eine isotherme Umwandlung des erst abgeschiedenen Graphites in Cementit (entsprechend der Kurve E_1 $E_{\prime\prime}$) möglich, wurde jedoch bisher noch nicht

Bei Stahl mit weniger als $E_{''}$ % Kohlenstoff ist es denkbar, dass zunächst längs der Kurve $E_{''} m S$ Cementit zur Abscheidung gelangt, der sich im weiteren Verlaufe der sehr langsamen Abkühlung entsprechend der Linie $E_{''} S_1$ isotherm in Graphit umwandelt. Erfolgt die Abkühlung mit mittlerer Geschwindigkeit, so reicht sie in diesem Bezirke nur bis zur Abscheidung von Cementit und die Umwandlung desselben in Graphit bleibt aus. Der erstere Fall entspricht der Abscheidung von Temperkohle, der zweite dem gewöhnlichen, ungehärteten Stahle.

Bei Kohlenstoffgehalten unter S_1 (beziehungsweise S) % erfolgt längs der Linien GO und OS (beziehungsweise GO_1 und $O_1 S_1$) Abscheidung von Ferrit und längs der Horizontalen MO (beziehungsweise MO_1) die Umwandlung von β-Ferrit in α-Ferrit.

Längs der Kurve PSS_1KL endlich wandelt sich der bei dieser Temperatur (690° C.) noch vorhandene Martensit in Perlit (ein Gemenge von Ferrit und Cementit) oder — bei sehr langsamer Abkühlung und nahe derselben Temperatur — vielleicht in ein Gemenge von Ferrit und Graphit um.[1])

β) Die Erstarrung erfolgte durch rasche Abkühlung, war also längs der Linie $E_1 B_1 H$ vollendet.

In diesem Falle erfolgt bei mässig langsamer Abkühlung und einem Kohlenstoffgehalte von mehr als 0,86 % (S) längs der Kurve $E_1 m S$ die Abscheidung von Cementit, bei niederen Kohlenstoffgehalten längs der Linie GO und OS (wie früher) die Aussaigerung von Ferrit.

---

beobachtet. Diese Umwandlung ist jedoch nur dann wahrscheinlich, wenn das ursprüngliche Erstarrungsprodukt weniger als E_1 % Kohlenstoff enthält.

1) Hier muss noch eine andere Möglichkeit erwähnt werden, die in Fig. 14., Tafel VI, zur Darstellung gebracht wurde. Es ist nämlich sehr wahrscheinlich, dass bei sehr langsamer Abkühlung ebenso wie bei mittlerer Abkühlungsgeschwindigkeit die Abscheidung des Ferrites längs der Kurven GO und OS erfolgt, dass aber die eutektische Umwandlung des Martensites in ein Gemenge von Ferrit und Graphit nicht, wie die Umwandlung von Martensit in Perlit bei 690° C., sondern erst bei einer Temperatur von etwa 660° C. erfolgt, welche man erhält, wenn man die Linie OS und aS' bis zu ihrem Schnittpunkte S'' verlängert. Eine durch S'' gelegte Horizontale stellt dann die entsprechende eutektische Linie dar. Ob diese Auffassung, die theoretisch sehr wahrscheinlich ist, richtig ist, müssen weitere Untersuchungen lehren.

Bei sehr langsamer Abkühlung und höheren Kohlenstoffgehalten erfolgt unzweifelhaft längs E_1 E_{II} Cementitabscheidung. Unter E_{II} ist in diesem Falle eine isotherme Umwandlung des zuerst ausgeschiedenen Cementites in Graphit (Kurve E_{II} S_1) wahrscheinlich.

Längs $PSS'KL$ erfolgt dann, wie früher, die Umwandlung von Martensit in Perlit.[1])

4. Rasche Abkühlung unterhalb der Temperatur der vollständigen Erstarrung (Härtung).

Sehr rasche Abkühlung von einer oberhalb eines beliebigen Umwandlungspunktes liegenden Temperatur bis unter diesen verhindert die betreffende Umwandlung. So haben wir schon früher gesehen, dass bei rascher Abkühlung die Erstarrung des eutektischen Gemenges: Mischkrystalle a + Graphit bei 1130° C. unterbleibt und erst bei einer weit tieferen Temperatur die Erstarrung eines Gemenges von Martensit + Cementit erfolgt.

Ganz dasselbe tritt auch in dem festen Metalle ein. Eine mässig langsame Abkühlung genügt schon, um die Umwandlung des längs der Kurve E_{II} m S abgeschiedenen Cementites in Graphit (Kurve E_{II} S') zu verhindern; eine rasche Abkühlung von entsprechend hoher Temperatur angefangen verhindert nicht nur die Abscheidung von Ferrit (Kurven GO und OS, beziehungsweise GO_1 und O_1S_1) und Cementit (Kurve $E_1\,m\,S$), sowie die Umwandlung von β-Eisen in α-Eisen (MO, beziehungsweise MO'), sondern auch die Umwandlung des Martensites in Perlit ($PSS'KL$).[2])

Auf diese Verhinderung gewisser Umwandlungen beruht die Entstehung weissen Roheisens und jener Vorgang, welchen wir als Härtung bezeichnen. Für gehärteten Stahl ist die Gegenwart von Martensit bei gewöhnlicher Temperatur charakteristisch; Härtung tritt somit ein, wenn nur die Abkühlung von etwas ober 690° C. bis unterhalb diese Temperatur rasch erfolgt, doch wird ihre Wirkung noch etwas — wenn auch verhältnismässig

---

1) Oder möglicherweise, wie in Fig. 14, Tafel VI, angedeutet, bei einer Temperatur von etwa 660° C. in Ferrit + Graphit.

2) Oder vielleicht von Martensit in Ferrit + Graphit (Fig. 14, Tafel VI).

wenig — gesteigert, wenn durch Verhinderung der Ferrit- oder Cementit-Abscheidung die Menge des bei gewöhnlicher Temperatur vorhandenen Martensites eine Steigerung erfährt.[1]

Die Vorgänge bei der Erwärmung sind natürlich die entgegengesetzten wie bei der Abkühlung, hängen also von der Art der vorhergegangenen Abkühlung ab.

Im allgemeinen treten nun die Zustandsänderungen beim Erwärmen nahe bei derselben Temperatur (gewöhnlich um ein geringes höher) ein, wie die entgegengesetzten, welche während der Abkühlung vor sich gehen. Dies erklärt sich einfach aus der in der Einleitung angestellten Betrachtung über letzteren Vorgang. Wie wir gesehen haben, ist die Wärmeentwickelung bei einer während der Abkühlung vor sich gehenden Zustandsänderung gleich zu Beginn der Umwandlung am grössten und nimmt in ihrem Verlaufe immer mehr ab, so dass das Ende der betreffenden Zustandsänderung sich nicht scharf beobachten lässt. Ebenso muss auch der Anfang der entgegengesetzten Umwandlung sich der Beobachtung entziehen und das Ende derselben infolge ihres langsamen Verlaufes eine leichte Verschiebung nach oben zeigen.

Wenn eine Umwandlung durch rasche Abkühlung ausgeblieben ist, so tritt sie natürlich beim Wiedererwärmen bis zum Umwandlungspunkte ein, wenn dann die Abkühlung langsam erfolgt. Aber auch wenn die Wiedererwärmung nicht bis zum Umwandlungspunkte reicht, kann die fragliche Umwandlung eingeleitet werden. So wird ein gehärteter Stahl durch Erhitzen auf die Umwandlungstemperatur (690° C.) oder etwas darüber, und nachfolgende langsamer Abkühlung in den „ausgeglühten“ Zustand versetzt, d. h. der im gehärteten Stahle auftretende Martensit verwandelt sich hierbei in Perlit. Aber auch schon viel kleinere Erwärmungen können schon eine teilweise Umwandlung hervorrufen, und hierauf beruht das Anlassen des Stahles oder das Tempern.

Man beurteilt die Grösse der Wirkung, welche das Tempern hervorruft, nach den hierbei auftretenden Anlauffarben, d. h.

---

1) Nach neueren Untersuchungen nimmt auch fast kohlenstofffreies Eisen eine gewisse Härtung an, die dann wohl nicht auf die Erhaltung von Martensit, sondern auf die Erhaltung von β- und γ-Eisen zurückzuführen ist.

nach der Färbung, welche ihre Oberfläche durch Bildung eines dünnen Oxydhäutchens annimmt. Die in der Praxis vorkommenden Anlauffarben, sowie die zugehörigen Anlauftemperaturen und die Gegenstände, für welche dieselben in Verwendung kommen, sind in folgendem nach F. Reiser[1]) zusammengestellt.

Hellgelb. ca. 220—230° C.	Dreh- und Hobelstähle auf harten Stahl und Hartguss. Grabstichel für Stahl und harten Stein. Polierhämmer. Präge- und Pressmatrizen. Mühlspurpfannen.
Dunkelgelb. 240° C.	Dreh- und Hobelstähle und Bohrstähle auf Stahl und Gusseisen. Reibahlen und Fraiser für Metalle. Sägen für Metalle. Grosse Schmiede-Handhämmer, Mühlpickeln, Kronhämmer, Schneidestanzen, Stiftenbacken.
Gelbbraun. 255° C.	Schraubenschneidebacken. Mühlspurzapfen. Kleine Handhämmer und Stossmesser.
Braunrot. 265° C.	Gewindbohrer, Spiralbohrer, Schneidezeug für Knochen, Locheisen für Leder, Rasirmesser.
Purpurrot. 275° C.	Dreh-, Bohr- und Hobelstähle und Gewindschneidezeuge auf Eisen und Messing. Meissel für Holzstecher. Lochstempel auf kalte Metalle. Feilhauermeissel.
Violet. 285° C.	Handmeissel für Stahl. Schellhämmer (Döpper). Façonmesser für Holzbearbeitung und Fraiser für hartes Holz. Steinmeissel. Steinbohrer. Markierhämmer für Stahl. Schrotmeissel auf kalte Metalle und Kernbohrer. Lochstempel für warme Metalle, Scheermesser und Durchschläge. Papierschneidemesser, Federmesser. Körner. Holzgewind- und Fasslochbohrer. Tabakmesser.
Kornblumenblau. 295° C.	Handmeissel für Gusseisen. Schrotmeissel für warme Metalle. Zündhölzchenhobel, Holzhobeleisen, Holzbohrer, Holzhacken, Äxte, Beile, feine Sägen auf Holz, Façonmesser

1) Das Härten des Stahles in Theorie und Praxis, 3. Aufl., S. 77.

	und Fraiser auf weiches Holz. Rappiere. Dolche. Tischmesser. Setzstempel für Kesselschmiede. Sensen.
Hellblau. 315° C.	Handmeissel für Schmiedeeisen. Holzsägen. Chirurgische Instrumente. Schusterahlen. Federn.
Grau (meergrün). 330° C.	Die sogenannten „grauen Kärntnersensen".

Die letzten drei Anlauffarben werden gewöhnlich in der Reihenfolge: hellblau, kornblumenblau, schwarzblau, grau aufgezählt. Dies beruht jedoch nach Reiser auf einer Täuschung, wovon man sich leicht überzeugen kann, wenn man einen mit einer Schlichtfeile blank abgezogenen Flachstahl mit der Vorderkante, der Breite nach auf ein glühendes Eisenstück legt, so lange, bis vorne die graue Anlauffarbe erscheint. Thatsächlich bildet hellblau den Übergang zur grauen Anlauffarbe.

Reiser macht hierzu noch folgende Bemerkungen:

„Was den Zusammenhang zwischen den angegebenen Temperaturen und den einzelnen Anlauffarben anbelangt, so ist der Beweis hierfür dadurch zu erbringen, dass man einzelne Stahlstangen auf ca. 220 bis 330° C. erwärmt, dieselben dann mit einem scharfen Schrotmeissel einkerbt und abschlägt. Hierbei zeigen die Bruchflächen eine Anlauffarbe und zwar eine verschiedene, je nach dem Grade der vorausgegangenen Erwärmung. Es entspricht also thatsächlich einer bestimmten Anlasstemperatur auch eine bestimmte Anlauffarbe, welche beim Abschlagen erwärmter Stangen sofort und direkt erscheint, ohne die vorausgehende Farbenreihe zu durchlaufen."

„Trotzdem sind die Anlauffarben durchaus nicht von der Temperatur allein abhängig; man kann vielmehr bei der gleichen Temperatur, je nach der Zeitdauer, während welcher man dieselbe auf den Stahl einwirken lässt, alle Anlauffarben der Reihe nach hervorrufen. Bei einem Versuche zeigte sich bei 230° C. nach 15 Minuten die hellgelbe Farbe, welche nach 30 Minuten in die rote, nach 45 Minuten in die blaue Farbe überzugehen begann. Nach 60 Minuten war die Stahloberfläche lichtblau und es hatte dieselbe sonach bei der gleichen Anlasstemperatur von 230° C. in einer Stunde die ganze Farbenskala durchlaufen. Weitere Ver-

suche ergaben, dass, wenn eine und dieselbe gehärtete Stahlsorte bei hoher Temperatur rasch oder bei niederer Temperatur langsam zur gleichen Farbe angelassen wird, der resultierende Härtegrad in beiden Fällen nahezu vollkommen der gleiche ist, indem sich der bei niedrigerer Temperatur angelassene Stahl nur bei sehr genauer Untersuchung etwas härter erwies."

„Die Temperatur und die Zeit ihrer Einwirkung auf den gehärteten Stahl können sich daher sowohl bezüglich der Farbenerscheinung wie auch bezüglich des resultierenden Härtegrades gegenseitig ersetzen."

Aber selbst noch niedrigere Temperaturen bewirken eine gewisse Anlasswirkung, so beispielsweise die Temperatur des siedenden Wassers. Ja Messerklingen verlieren sogar ihre Härte, wenn sie oft in lauwarmem Wasser liegen.

Wir haben es hier offenbar mit Umwandlungserscheinungen von weniger stabilen in stabilere Zustände zu thun, deren Umwandlungsgeschwindigkeit von der Temperatur abhängt. Die Umwandlung von Martensit in Perlit beginnt sich bei einer Temperatur von 690° C. zu vollziehen. Mit sinkender Temperatur wächst die Umwandlungsgeschwindigkeit, um bei etwa 500° C. ein Maximum zu erreichen und dann weiter abzunehmen. Bei Lufttemperatur ist die Umwandlung eine so langsame, dass der Martensit wieder eine stabile Phase zu sein scheint.

Ausser den schon früher erwähnten Abweichungen, welche auf Verzögerungserscheinungen zurückzuführen sind, und die eigentlich auf das Entstehen von anderen Gleichgewichtsverhältnissen hinwirken, die sich aber noch immer der Phasenregel fügen, können sich jedoch auch noch andere Abweichungen bemerklich machen, die anscheinend diesem Gesetze widersprechen.

Dass solche Erscheinungen auftreten können, beruht auf der geringen Geschwindigkeit, mit welcher sich die Moleküle in festen Lösungen bewegen.

Lässt man z. B. ein hochgekohltes Eisen erstarren, so tritt leicht der Fall ein, dass die erstarrte Masse aus zwei deutlich abgegrenzten Partien besteht: aus einer Aussenschicht von weissem Eisen und aus einem Kern von grauem Eisen. Die Erklärung dieser Erscheinung ist eine sehr einfache. Die Oberflächenschicht erstarrt früher als der Kern der geschmolzenen Masse, und wenn

hierbei die Ausscheidung von Graphit im Temperaturintervalle von 1130° bis etwa 1060° C. (Punkt *E'* in Fig. 9, Tafel IV) unterbleibt, so kann diese erst erstarrende Schicht zu einem Konglomerate von Martensit und Cementit erstarren. Inzwischen ist aber der Kern des Metalles noch flüssig geblieben, da er naturgemäss langsamer erkalten muss als die Aussenschichten. Da ist es nun leicht möglich, dass irgendwo im Innern dieses flüssigen Metallkernes eine Graphitausscheidung eintritt, die Veranlassung giebt, dass in ihrer Nähe ein eutektisches Gemenge von Martensit und Graphit zur Erstarrung gelangt. Der weitere Verlauf der Abkühlung muss nun dahin führen, dass einerseits die äussere weisse Eisenschichte nach innen zu sich verdickt; andererseits aber auch die im inneren erstarrten Partien grauen Roheisens als „Keim" die weitere Erstarrung von grauem Eisen hervorrufen.

Ganz ähnliche Erscheinungen treten im halbierten Roheisen auf. Ja auch innerhalb der einzelnen Körner des erstarrten Metalles können sich ähnliche Vorgänge ereignen. Schöne Beispiele hierfür geben die Mikrophotographien von Bronzen, die im ersten Teile (Tafel II) abgebildet und besprochen wurden (S. 42).

Sechstes Kapitel.

Einfluss anderer Elemente auf die Gleichgewichts-Verhältnisse.

Nach der Phasenregel ist die Zahl Phasen vermehrt um die Zahl der Freiheiten gleich der Zahl der Bestandteile eines Systemes plus 2, wobei man unter Freiheiten beliebig veränderliche Bedingungen, wie Druck und Temperatur, versteht. Bei einem Bestandteile beträgt somit die Summe der Phasen und Freiheiten drei, d. h. flüssiges Wasser oder Eis oder Dampf können bei verschiedenen Drucken und Temperaturen bestehen; sind aber beispielsweise Dampf und Flüssigkeit gleichzeitig anwesend, so kann nur Druck oder Temperatur willkürlich gewählt werden und für einen bestimmten Druck ist die gleichzeitige Anwesenheit beider Phasen nur bei einer einzigen Temperatur möglich. Bei einem aus zwei Bestandteilen aufgebauten Systeme ist die Summe der möglichen Phasen und Freiheiten vier, bei drei Bestandteilen fünf u. s. w.

Wie man sieht, werden die Verhältnisse mit Zunahme der Bestandteile immer komplizierter und dies ist der Grund, weshalb der Einfluss anderer Bestandteile auf die Gleichgewichtsverhältnisse bei Eisenlegierungen noch nicht genügend eingehend studiert wurde.

Im folgenden soll eine Übersicht über das wenige, das hierüber bisher bekannt ist, gegeben werden.

Zunächst wollen wir einige von Osmond[1]) und Arnold[2]) herrührende Angaben über Recalescenzerscheinungen an verschieden zusammengesetzten Eisenlegierungen zusammenstellen:

---

1) Transformation du fer et du carbone. Mém. de l'artillerie de la marine, 1888.

2) The physical influence of elements on iron. Journ. Iron Steel Inst. 1894. I.

	Extra weicher basischer Martinstahl (geschmiedet)	Weicher basischer Bessemerstahl (geschmiedet)	Mittelharter sauerer Martinstahl (geschmiedet)	Harter Stahl (geschmiedet)	Weisses schwedisches Roheisen
	%	%	%	%	%
Gesamt-Kohlenstoff .	0,16	0,29	0,57	1,25	4,10
Gebundener „ .	0,16	0,29	0,57	1,25	4,10
Graphit	—	—	—	—	—
Silicium	0,012	0,06	0,085	0,19	0,22
Phosphor	0,029	0,052	0,05	0,021	0,018
Schwefel	0,021	0,06	0,02	0,02	0,04
Mangan	0,11	0,27	0,23	0,10	0,12
Kupfer	.	.	.	.	.
Chrom	.	.	.	.	.
Nickel	.	.	.	.	.
Aluminium	.	.	.	.	.
Wolfram	.	.	.	.	.
Arsen	.	.	.	.	.
Eisen	.	.	.	.	.
Spezifisches Gewicht .	.	.	.	.	.
	°C.	°C.	°C.	°C.	°C.
Schmelzpunkt . . .	.	.	.	.	1085
. . .	.		.	.	.
. . .	.	.	.	.	.
. . .	.	.	.	.	.
. . .	.	.	.	.	.
ar_3 (Max.)	822	718 (für ar_3 u. ar_2)	695 (für ar_3 u. ar_2)		
ar_2 („)	730			674 (für ar_3–ar_1)	695 (für ar_3–ar_1)
ar_1 („)	658	660	661		
ac_3 („)	982	.			.
ac_2 („)	725	.	705 (für ac_3–ac_1)	705 (für ac_3–ac_1)	.
ac_1 („)	690 (?)	.			.
Beobachter	**F. Osmond.**				

Basischer Bessemer-stahl	Basischer Bessemer-stahl	Basischer Bessemer-stahl	Ferromangan von St. Louis			Hämatit-Roheisen
%	%	%	%	%	%	%
0,32	0,42	0,46	4,80	5,00	5,10	3,29
0,32	0,42	0,46	4,80	5,00	5,10	1,04
—	—	—	—	—	—	2,25
0,05	0,035	0,07	0,80	0,43	0,71	2,45
0,051	0,093	0,072	0,098	0,11	0,065	0,054
0,02	0,03	0,035	.	.	.	0,061
0,50	1,00	1,08	16,79	48,95	80,96	0,11
.	.	.	.	.	.	.
.		.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.
.	.	.		.	.	.
.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	77,51	45,51	13,16	.
.	.	.	.	.	.	.
°C.	°C.	°C.	°C.	°C.	°C.	°C.
.	.	.	1083	1145	1210	1240 (?)
.	.	.	.	1100	1160	1120
.	.	.	1050	1025	1090	1090
.	.	.	.	920	975	.
.	.	.	.	.	.	.
701	665 (?)	658 (?)	—	—	—	708
640	625	620	—	—	—	
.	.	.	—	—	—	
.	.	.	—	—	—	780
.	.	.	—	—	—	

F. Osmond.

	Giesserei-Roheisen	Phosphor-reiches Roheisen	Thomas-eisen	Ferro-silicium	Silico-spiegel
	%	%	%	%	%
Gesamt-Kohlenstoff .	.	2,70	0,10	2,38	2,53
Gebundener „ .	.	1,20	0,10	—	—
Graphit	.	1,50	—	—	—
Silicium	2,13	1,89	.	11,46	12,90
Phosphor	0,16	1,98	1,35	0,20	0,22
Schwefel	0,042	0,03	.	.	.
Mangan	2,12	0,74	0,46	2,59	24,55
Kupfer	.	.	.	.	.
Chrom	.	.	.	.	.
Nickel	.	.	.	.	.
Aluminium	.	.	.	.	.
Wolfram	.	.	.	.	.
Arsen	.	.	.	.	.
Eisen	.	.	.	.	59,90
Spezifisches Gewicht .	.	.	.	.	.
	°C.	°C.	°C.	°C.	°C.
Schmelzpunkt . . .	1230 (?)	.	.	1130	1220 (?)
. . .	1110	1065	.	.	1115
. . .	1079	1030	.	.	1040
. . .	.	900	.	.	1020
. . .	.	.	.	.	960
ar_3 (Max.)	640	698	680	530	.
ar_2 („)					.
ar_1 („)					.
ac_3 („)	735	820	.	.	.
ac_2 („)			.	.	.
ac_1 („)			.	.	.
Beobachter	**F. Osmond.**				

Wolfram-stahl	Chromstahl von Unieux			Sauerer Bessemer-stahl	Basischer Bessemer-stahl	Eisen von Clos-mortier	Eisen gewalzt
%	%	%	%	%	%	%	%
0,71	0,33	0,50—0,60	2,00	0,35	0,48	0,05	0,04
.	.	.	.	0,35	0,48	0,05	0,04
.	.	.	.	.	.	.	—
0,11	.	.	.	0,55	0,08	0,08	0,03
0,012	.	.	.	0,078	0,16	0,38	0,02
0,04	.	.	.	0,038	0,28	0,02	0,02
0,73	.	.	.	0,87	0,51	starke Spur	0,02
.	.	.	.	.	.	.	.
.	1,00	2,00	10—12	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.	0,00
3,47	.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.	99,87
.	.	.	.	.	.	.	7,8477
°C.	°C.	°C.	°C.	°C.	°C.	°C.	°C.
.	.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.	.
						855	846
[1]	727	676	694	665 (?)	735	727	743
	670			625	671	undeutlich	682
.	.	.	.	.	.	.	867
.	.	.	.	.	.	.	737
.	.	.	.	.	.	.	720
F. Osmond.							Arnold.

1) 1—2 Haltepunkte je nach der Initialtemperatur verschieden.

	Eisen gegossen	Werkzeugstahl	Von J. O. Arnold benutzte Legierungen			
	%	%	%	%	%	%
Gesamt-Kohlenstoff	0,08	1,35	0,11	0,10	0,10	0,17
Gebundener „	0,08	1,35	0,11	0,10	0,10	0,17
Graphit	—	—	—	—	—	—
Silicium	0,04	0,08	0,03	0,37	0,04	0,02
Phosphor	0,02	0,02	0,02	0,02	0,02	0,02
Schwefel	0,03	0,02	0,03	0,02	0,02	0,02
Mangan	0,01	0,28	0,09	1,29	0,08	0,02
Kupfer	.	.	.	.	1,81	.
Chrom	.	.	.	.	.	1,10
Nickel	.	.	1,51	.	.	.
Aluminium . . .	0,00	0,04	0,02	0,03	0,03	0,03
Wolfram	.	.	.	.	.	.
Arsen	.	.	.	.	.	.
Eisen	99,82	98,21	98,39	98,17	97,90	98,62
Spezifisches Gewicht	7,8478	7,8128	7,8538	7,8269	7,8661	7,8486
	° C.	° C.	° C.	° C.	° C.	° C.
Schmelzpunkt . .	.	.	.	.	.	.
. .	.	.	.	.	.	.
. .	.	.	.	.	.	.
. .	.	.	.	.	.	.
. .	.	.	.	.	.	.
ar_3 (Max.)	864		748	735	(?)	(?)
ar_2 („)	742	685	742	(?)	(?)	(?)
ar_1 („)	670? (691)		645 (649)	626 (643)	654	661 (700)
ac_3 („)	(?)		808	812	815 (?)	abwesend
ac_2 („)	737 (?)	713	733	722	716 (?)	717 (?)
ac_1 („)	725 (726)		702 (703)	722 (772)	716	717 (754)
Beobachter	J. O. Arnold.					

Von J. O. Arnold benutzte Legierungen						Reines Eisen
%	%	%	%	%	%	%
0,08	0,03	0,08	0,04	0,07	0,08	.
0,08	0,03	0,08	0,04	0,07	0,08	.
.	.	.	.	.	.	.
0,02	0,05	1,94	0,03	0,03	0,03	.
0,02	0,02	0,02	0,03	1,36	0,02	.
0,02	0,02	0,02	0,02	0,02	0,97	.
0,14	0,04	0,11	0,01	0,02	0,00	.
.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.
0,02	1,85	0,06	0,03	0,03	0,03	.
1,41	.	.	.	.	.	.
.	.	.	1,57	.	.	.
98,29	97,99	97,77	98,28	98,47	98,85	.
7,9141	7,6756	7,7328	7,8690	7,7978	7,6903	.
° C.	° C.	° C.	° C.	° C.	° C.	° C.
.	.	.	.	.	.	1600
.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	.	.
.	.	.	.	.	942	.
.	.	.	.	.	865	.
834	} 737	} 730	} 737	} 718	805	890
739					742	780
590 (580)	(691)	692 (705)	(706)	(706)	685	fehlt
} 729	} 734	} 732	} 737	} 709	(?) [1]	.
					737 (?)	.
(734)	fehlt	(770)	(748)	(760)	725 (726)	.
J. O. Arnold.						Roberts-Austen.

1) Beim Erhitzen tritt eine sehr deutliche Wärmeabsorption bei 948° C. auf.

Wie man sieht, setzen auch andere Bestandteile als Kohlenstoff innerhalb gewisser Grenzen (d. h. bis zu einem gewissen Maximalgehalte) die Umwandlungspunkte herab, was ja auch nach den bekannten Erscheinungen bei Lösungen (siehe Erster Teil, Erstes Buch, Viertes Kapitel) gar nicht anders zu erwarten war. Bei einzelnen Elementen (Mangan und Nickel, wenn sie in grösseren Mengen zugegen sind) ist diese Herabsetzung der kritischen Punkte a_1, a_2 und a_3 eine so bedeutende, dass sie unter die gewöhnliche Lufttemperatur zu liegen kommen. Solche Stahle zeigen dann auch nach langsamer Abkühlung die Eigenschaften von gehärtetem Stahl und werden deshalb als „selbsthärtend“ bezeichnet. (Näheres hierüber im Zweiten Buche.) Eigentümlich ist es, dass hochhältige Mangan- und Nickelstahle hauptsächlich aus einem mikrographischen Formelemente bestehen, das in seinen Eigenschaften dem Austenit weit näher steht als dem Martensit.

Zu einer systematischen Untersuchung dieser Verhältnisse wäre nicht allein das Studium verschieden zusammengesetzter Legierungen von je drei Bestandteilen, sondern auch die Untersuchung eines Systems von Eisen und jenem dritten Elemente erforderlich, welches in den fraglichen ternären Legierungen neben Eisen und Kohlenstoff auftritt. Die entsprechenden Kurven für dieses System und das System Eisen und Kohlenstoff wären dann in zwei aufeinander senkrechte Koordinatenebenen einzuzeichnen und würden so im Vereine mit den, aus den ternären Legierungen abgeleiteten Einzelpunkten eine räumliche Darstellung der für das ternäre System geltenden Verhältnisse ermöglichen. Erst nach Abschluss dieser Studien wäre es geraten, sich an kompliziertere Probleme zu wagen.

Leider sind in dieser Richtung bisher erst die ersten Schritte gethan, doch müssen auch diese Forschungen hier in Kürze erwähnt werden.

Stead hat[1]) das System Eisen und Phosphor studiert und die wichtigsten Punkte der hierher gehörigen Gleichgewichte ermittelt. Betrachten wir die von ihm gefundenen Daten im Lichte unserer Anschauungen über Lösungen und ganz besonders im Hinblicke auf die von Roozeboom[2]) entwickelten Ansichten, so

1) Journ. Iron Steel Inst. 1900, II.

2) l. c.

können wir uns diese Verhältnisse in der in Fig. 15, Tafel VI, angedeuteten Weise graphisch darstellen, wobei allerdings die von Stead ermittelten Punkte einstweilen durch gerade Linien verbunden würden.

Bei der Abkühlung des geschmolzenen Systems mit weniger als 10,2 % Phosphor scheiden sich längs der Linie AB wahrscheinlich Mischkrystalle von der durch die Linie AD gegebenen Zusammensetzung ab. Beim Schmelzen mit 10,2 bis 15,58 % Phosphor erfolgt längs der Linie BC die Abscheidung der festen Verbindung Fe_3P. Der Schmelzpunkt dieser Verbindung liegt bei 1060° C. Bei 980° C. endlich erstarrt (bei Phosphorgehalten von 1,7 bis 15,58 %) ein eutektisches Gemenge von Mischkrystallen mit 1,7 % Phosphor und der Verbindung Fe_3P mit 15,58 % Phosphor.

Weitere Schnittpunkte von Gleichgewichtskurven liegen bei 21,6 und 24 % Phosphor, doch hat Stead die Temperatur dieser Punkte nicht bestimmt.

Roberts-Austen endlich hat[1]) eine Studie über das System Eisen und Wasserstoff publiziert, die zwar noch nicht ganz abgeschlossen ist, aber wegen ihrer Wichtigkeit hier mitgeteilt werden muss. Er fand bei der langsamen Erkaltung reinen, aber Wasserstoffhaltigen, galvanisch gefällten Eisens, dass sich das γ-Eisen, wenn eine Temperatur von 890° C. (d. i. der kritische Punkt ar_3) erreicht ist, in β-Eisen umwandelt. Diese Umwandlung ist mit einer beträchtlichen Wärmeentwickelung (nach Roberts-Austen 2,86 Kalorien) verbunden (siehe Erster Teil, Drittes Buch, Fünftes Kapitel, S. 199). Wie das γ-Eisen, ist auch das β-Eisen nicht magnetisch, aber es vermag weit weniger Kohlenstoff in fester Lösung zu erhalten, als ersteres. Überdies scheint es fast, als ob γ-Eisen sowohl elementaren Kohlenstoff als Eisencarbid, β-Eisen aber nur letzteres zu lösen vermöchte.

Ist bei noch weiterer Abkühlung eine Temperatur von 770° C., d. i. der kritische Punkt ar_2, erreicht, so verwandelt sich das β-Eisen in α-Eisen. Auch bei ar_2 wird Wärme frei (nach Roberts-Austen etwa eine Kalorie), aber weniger plötzlich, als bei ar_3. Da das β-Eisen nur unter 0,1 % Kohlenstoff zu lösen vermag, ist der Einfluss des Kohlenstoffes auf Eisen bei unter 770° C.

1) Fifth Report of the Alloys Research Committee.

liegenden Temperaturen praktisch gleich Null und es muss daher die bei Stahlsorten mit niederen Kohlenstoffgehalten auftretende ar_2-Kurve (die Linie *MO* in Fig. 3, Tafel II) horizontal verlaufen, wie dies auch von Roberts-Austen bei seiner letzten Arbeit gefunden wurde.

Eine weitere Abkühlung bewirkt in reinem Eisen keine Veränderungen mehr. [1]) Enthält dasselbe jedoch Wasserstoff occludiert, so treten noch einige andere kritische Punkte auf.

Sehen wir von einer zuerst von Dr. E. J. Ball entdeckten, und von Roberts-Austen gleichfalls nachgewiesenen Kühlungsverzögerung bei 1132° C. ab, so tritt unter den bereits besprochenen Punkten ar_3 und ar_2 zunächst zwischen 550° und 600° C. eine Wärmeentwickelung auf. Die Lage dieses Punktes ist schwierig zu bestimmen, da sie bei hintereinander erhaltenen Kühlungskurven etwas zu variieren scheint. Roberts-Austen hat diesen Punkt mit ar_0 bezeichnet. Er scheint dem Anfange einer vergleichsweise geringen molekularen Zustandsänderung zu entsprechen, welche nicht plötzlich verläuft, sondern sich über ein Temperaturintervall von 100° C. ausdehnt. Diese Zustandsänderung geht mit einer Änderung der magnetischen Eigenschaften Hand in Hand, da Dr. D. K. Morris[2]) eine Änderung der Permeabilität nachwies. Es ist somit wahrscheinlich, dass dieser Punkt mit der Gegenwart von Wasserstoff nicht zusammenhängt.

Der nächste Punkt, bei welchem Wärmeentwickelung stattfindet, wurde erst kürzlich von Roberts-Austen entdeckt[3]) und ist von ausserordentlichem Interesse. Er liegt zwischen 450° und 500° C. An ihn reiht sich ein weiterer von Roberts-Austen entdeckter Punkt bei 260° C.

Diese beiden letzten kritischen Punkte wurden in den Kühlungskurven elektrolytischen Eisens nachgewiesen, nachdem dasselbe dreimal hintereinander im Vacuum auf 1300° C. erhitzt worden war, doch wurden dieselben nach wiederholtem Erhitzen des Metalles im Vacuum so minimal, dass es unmöglich war, dieselben noch mit Sicherheit zu identifizieren. Es scheint somit

---

1) Der in kohlenstoffhaltigen Eisenlegierungen auftretende Punkt ar_1 fehlt in galvanisch gefälltem reinen Eisen.

2) Phil. Mag. II, 1897, p. 213 und Tafeln auf p. 250, 251.

3) l. c.

kaum ein Zweifel darüber möglich zu sein, dass sie von im Eisen occludiertem Wasserstoff herrühren. Der obere Punkt, bei 487° C., mag der Abscheidung von Wasserstoff aus seiner festen Lösung im Eisen entsprechen, während der untere Punkt, bei 260° C., ein eutektischer sein mag.

Es ist bemerkenswert, dass wiederholtes Erhitzen und Abkühlen von kohlenstoffarmem oder galvanisch gefälltem Eisen im Vacuum alle uns bekannten kritischen Punkte (Ar_3, Ar_2 und Ar_1) in ihrer Intensität abschwächt. Das entgaste, galvanisch gefällte Eisen kann mit elektrolytischem Wasserstoffe neuerdings geladen werden, wenn man es als negative Elektrode zur Zersetzung von angesäuertem Wasser verwendet. Erhitzt man das wieder mit Wasserstoff gesättigte Eisen im Vacuum in der vorbeschriebenen Weise, so findet man, dass die Wärmeentwickelungen, und somit auch die kritischen Punkte in ihrer ursprünglichen Grösse wieder hergestellt werden. Von den zwei neuen Wasserstoffpunkten wird der obere (bei etwa 487° C.) durch Ladung des Eisens mit elektrolytischem Wasserstoff teilweise wieder hergestellt, der untere (bei 260° C.) aber nicht. Diese Ergebnisse, welche die Vorstellung erwecken, dass die molekularen Zustandsänderungen des Eisens von der Gegenwart kleiner Wasserstoffmengen abhängen oder doch beeinflusst sind, erfordern noch ein sehr sorgfältiges Studium. Einige, noch nicht abgeschlossene Untersuchungen Roberts-Austen's zeigen, dass die Beziehungen zwischen Wasserstoff und Eisen viel komplizierter sind, als man bisher annahm.[1])

---

1) Die vorstehend erwähnten Untersuchungen Roberts-Austen's, deren Weiterführung für die Siderologie von grösster Wichtigkeit zu werden verspricht, lassen die Möglichkeit nicht ausgeschlossen erscheinen, dass die sogenannten allotropen Formen des Eisens vielleicht in der Zukunft teilweise auf Lösungen oder Verbindungen von Eisen und Wasserstoff zurückgeführt werden können. Es muss hier auch auf die bemerkenswerte Thatsache hingewiesen werden, dass es gerade die vierwertigen Elemente der achten Mendelejeff'schen Gruppe (Eisen, Kobalt, Nickel; Ruthenium, Rhodium, Palladium und Osmium, Iridium, Platin) sind, welche sich durch ein besonderes Vereinigungsstreben mit Wasserstoff auszeichnen.

Siebentes Kapitel.

Die Korngrösse der Eisenlegierungen; Einfluss der Bearbeitung.

Die Konstitution der Eisenlegierungen ist von ihrer Korngrösse ganz unabhängig, denn erstere beschäftigt sich nur mit der Natur der im Metalle auftretenden Formelemente, also mit der Art der vorhandenen Phasen, aber nicht mit der Grösse und Gestalt derselben.

Hingegen ist die Korngrösse von bedeutendem Einflusse auf die mechanischen Eigenschaften der Legierungen, weshalb ihre Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung und der thermischen und mechanischen Bearbeitung eingehender betrachtet werden muss.

Die chemische Zusammensetzung der Materialien ist natürlich von hervorragendem Einflusse auf ihre Korngrösse, doch sind bisher in dieser Richtung nur Stahlsorten der häufigst vorkommenden Zusammensetzung berücksichtigt worden, so dass wir uns auf diese beschränken müssen. Natürlich können nur solche Stahlsorten miteinander verglichen werden, welche eine vollkommen gleiche Behandlung, sowohl in thermischer als in mechanischer Richtung erfahren haben.

Da ergiebt sich nun, dass die Korngrösse bei gleichem Kohlenstoffgehalte mit dem Mangan und Phosphorgehalte wächst. Als Beispiel möge der Einfluss des Mangans auf Schienenstahl gewählt werden. Die Fig. 16, 17, 18 u. 19, Tafel VII, geben nach Roberts-Austen das Gefüge der Aussenschichte von Schienenköpfen der folgenden Zusammensetzung:

	°/₀ *C*	°/₀ *Mn*	°/₀ *P*
Fig. 12:	0,54	0,50	0,16
„ 13:	0,40	0,50	0,07
„ 14:	0,33	0,70	0,06
„ 15:	0,41	0,90	0,07

bei 140facher linearer Vergrösserung. Die dunklen Partien sind Perlit, die hellen Ferrit. Ein Blick auf diese Figuren zeigt, wie die Korngrösse mit dem Mangangehalte wächst. Ganz ähnlich wirkt Phosphor.

Die ausführlichsten Untersuchungen über den Einfluss der Temperatur und der Bearbeitung auf die Korngrösse des Stahles

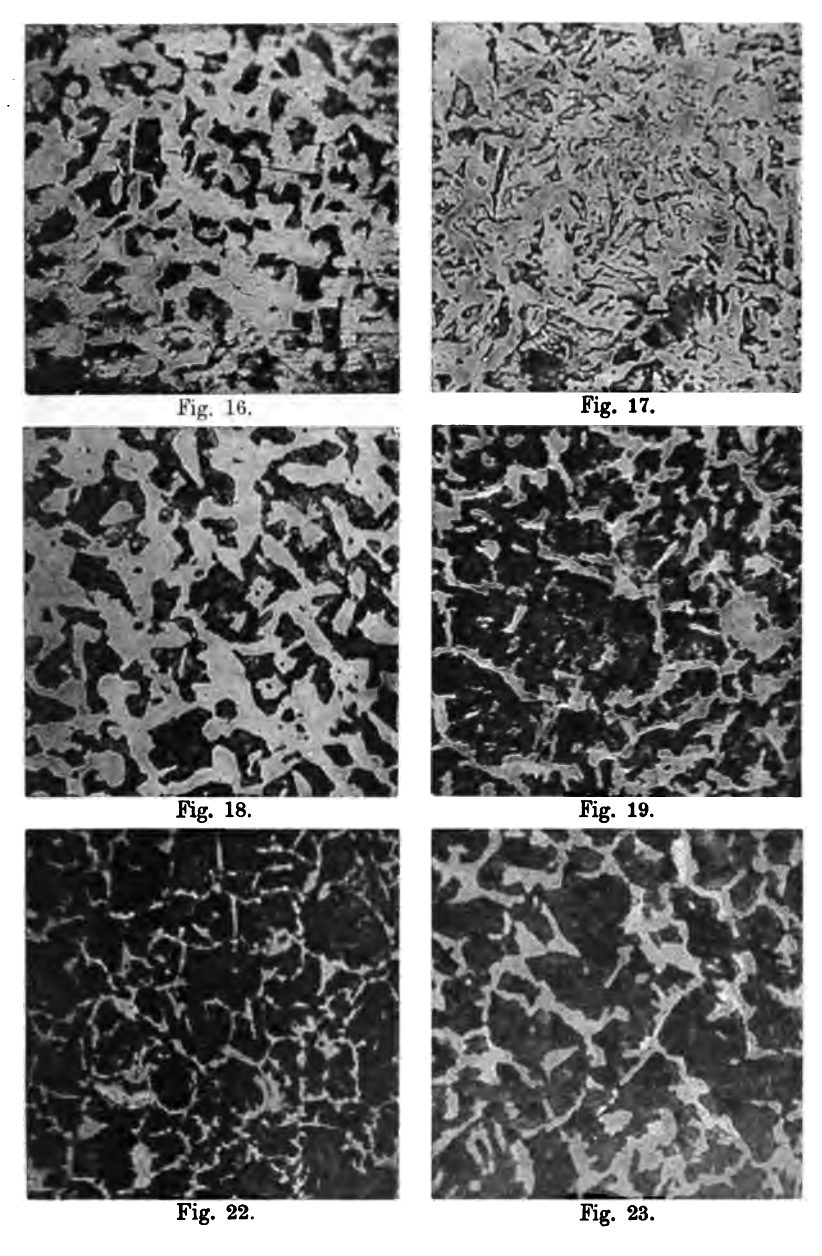


Fig. 16. Fig. 17.

Fig. 18. Fig. 19.

Fig. 22. Fig. 23.

Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Druck von A. Th. Engelhardt in Leipzig.

hat Sauveur angestellt.[1]) Dieselben führten zu folgenden Ergebnissen:

a) Die durch thermische Behandlung in Kohlenstoff-Stahl hervorgerufenen Strukturänderungen

lassen sich in folgende Sätze zusammenfassen:

1. Wird ein Stück (gehärteter oder ungehärteter) Stahl auf die Temperatur ac_1 erhitzt, so verschwindet die ursprünglich vorhandene Krystallisation (gleichviel, ob sie grobkörnig oder durch kalte Bearbeitung gestört war) und verwandelt sich in die feinkörnigste, die das Metall seiner chemischen Zusammensetzung nach anzunehmen im Stande ist.[2]) Die einzige Ausnahme bildet verbrannter Stahl, dessen Struktur in dieser Weise nicht entfernt werden kann.

2. Lässt man einen auf ac_1 erhitzten Stahl langsam abkühlen, so bleibt die bei dieser Temperatur gewonnene feinkörnige, scheinbar amorphe Struktur erhalten.

3. Wird ein auf ac_1 erhitzter Stahl plötzlich bei dieser Temperatur abgeschreckt, so ist er vollständig gehärtet und behält die angenommene feinkörnige Struktur bei.[3])

4. Wird Stahl über die Temperatur ac_1 erhitzt und dann langsam und ungestört erkalten lassen, so wird er wieder deutlich krystallinisch und die Grösse der Metallkörner wächst so lange, bis die Temperatur ar_1 erreicht ist.

Hieraus folgt, dass Stahl, der bis über ac_1 erhitzt wurde, dann bis ac_1 langsam erkaltete und bei dieser Temperatur gehärtet wurde, zwar vollständig gehärtet ist, aber gröberes Krystallkorn besitzt, als wenn er vor dem Härten nur bis ac_1 erhitzt worden wäre.

---

1) Ingenieur-Kongress in Chicago, Sitzung vom 2. August 1893; Journ. Iron Steel Inst. 1899, II, p. 195—222.

2) Nach Coffin soll bei weichem Stahl (mit 0,20 % Kohlenstoff) durch einmalige Erhitzung die Umwandlung des groben Korns in feines nicht vollständig erfolgen, so dass zu diesem Zweck eine zweimalige Erhitzung nötig ist. Dies bedarf weiterer Untersuchungen. — Auch bei manchen Stahlgüssen soll mehrfache Erhitzung erforderlich sein, um die möglichst feinkörnige Struktur zu erzielen.

3) Sehr weiche Stahlsorten müssen, um vollständige Härtung zu erzielen, über ac_3 erhitzt werden. Dies rührt daher, weil erst bei dieser Temperatur aller ausgeschiedener Ferrit in Lösung geht, also die ganze Masse des Stahles in Martensit verwandelt wird.

5. Je höher die Temperatur, von welcher der Stahl ungestört abkühlen kann, oberhalb ac_1 liegt, desto gröber wird das Korn.

6. Je langsamer die Abkühlung von einer oberhalb ar_1 liegenden Temperatur erfolgt, desto gröber wird das Korn.

Daher tritt bei Stahlstücken, deren Bearbeitung oberhalb ac_1 vollendet wurde, gröberes Korn in jenen Teilen desselben auf, die am Ende der Bearbeitung am heissesten waren, oder bei welchen die Abkühlung langsamer erfolgt (die also weiter von der Kühlungsfläche entfernt sind).

7. Wird ein über ac_1 erhitzter Stahl bei dieser Temperatur plötzlich abgekühlt, so ist er zwar vollständig gehärtet, aber seine Struktur ist gröber, als wenn die Abkühlung bei ac_1 erfolgt.

8. Wenn ungehärteter Stahl auf eine unter ac_1 liegende Temperatur erhitzt wird, so tritt keine Strukturänderung ein, gleichgiltig ob derselbe plötzlich abgeschreckt oder langsam erkalten lassen wurde.

9. Wird gehärteter Stahl auf eine unter ac_1 liegende Temperatur erhitzt, so wird ein Teil seiner Härtungskohle in Cementkohle umgewandelt und der Stahl daher weicher. Die Umwandlungsfähigkeit der Härtungskohle in Cementkohle wächst hierbei mit der Temperatur und erreicht bei ar_1 ein Maximum. Diese Umwandlung ist jedoch von keiner Änderung der Korngrösse begleitet.

b) Durch Bearbeitung bewirkte Strukturänderungen.

Hier ist die heisse und die kalte Bearbeitung zu unterscheiden; erstere erfolgt bei Temperaturen oberhalb ac_1, letztere unter ar_1. Die Bearbeitung zwischen diesen beiden Temperaturen ist eine kalte, wenn die Temperatur gerade von unter ar_1 an erhöht wurde, sie ist eine heisse, wenn die Temperatur gerade von oberhalb ac_1 an erniedrigt wurde.

Hiernach lässt sich der Einfluss der Bearbeitung auf die Struktur des Stahles wie folgt zusammenfassen:

1. Während der Bearbeitung wird der Stahl nicht (grob) krystallinisch; vorausgesetzt, dass die Bearbeitung genügend energisch erfolgte, um alle Teile der Masse zu treffen.

2. Heisse Bearbeitung als solche beeinflusst die Struktur des Stahles nicht. Indirekt kann sie dieselbe jedoch bedeutend beeinflussen, indem sie die Krystallisation bis zur Erreichung

einer niederen Temperatur verzögert. Doch kann dasselbe Resultat auch erhalten werden, wenn man das unbearbeitete Metall bis zu jener Temperatur wieder erhitzt, von welcher es ungestört abkühlen konnte. (Hierbei ist von jenen Strukturänderungen abgesehen, welche durch Entfernung der Schlackeneinschlüsse, Blasenräume u. s. w. bedingt sind.)

3. Kalte Bearbeitung zerstört die Krystallkörner des Stahles, indem dieselben in der Richtung des Schmiedens oder Walzens abgeflacht oder verlängert werden.

4. Bei je niederer Temperatur die kalte Bearbeitung erfolgt, desto ausgesprochener ist ihre Wirkung.

Die durch kalte Bearbeitung verursachten Veränderungen in der Struktur und den physikalischen Eigenschaften können durch Erhitzen des Materiales auf ac_1 wieder beseitigt werden.

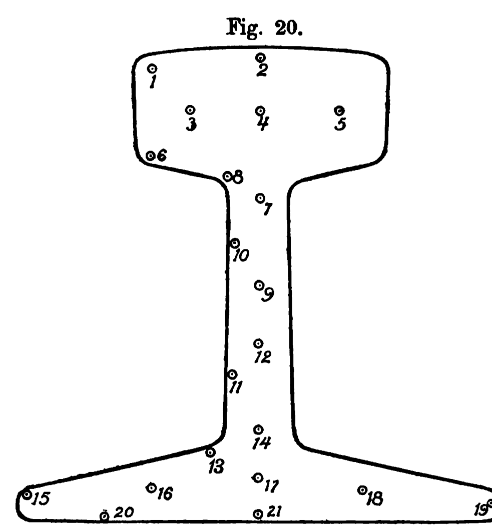
Aus den vorstehenden Sätzen folgt, dass sich die Teilchen des Stahles unter ac_1 in einem verhältnismässig starren oder unbeweglichen Zustande befinden müssen, während ihnen oberhalb dieser Temperatur eine vergleichsweise bedeutende Beweglichkeit zukommt, die mit der Temperatur wächst. Diese grosse Beweglichkeit gestattet die Bildung grösserer Krystalle und werden dieselben natürlich um so mehr wachsen, je grösser diese Beweglichkeit ist oder je längere Zeit dieselbe anhält. Dementsprechend wird das Korn um so gröber werden, je höher das Metall über ac_1 erhitzt wurde oder je längere Zeit dasselbe einer oberhalb ac_1 liegenden Temperatur ausgesetzt war, je langsamer also die Abkühlung erfolgt.

Während nun die Bearbeitung unter ar_1 die Krystallkörner deformiert, weil bei diesen Temperaturen die Beweglichkeit der Stahlteilchen eine so kleine ist, dass eine Neuanordnung derselben ausgeschlossen erscheint, stört die Bearbeitung bei Temperaturen über ac_1 die Krystallbildung ganz ebenso, wie das Rühren einer Mutterlauge die Bildung grosser Krystallindividuen verhindert. Erreicht jedoch die Bearbeitung ein Ende, während die Temperatur des Metalles noch ac_1 überschreitet, so tritt jetzt, da die Beweglichkeit der Teilchen eine genügend grosse ist, die Anordnung derselben zu grösseren Krystallindividuen ein.

Bei Stücken, deren Bearbeitung oberhalb ac_1 vollendet wurde und deren Teile eine ungleiche Abkühlung erfahren, wird daher das Korn um so gröber werden, je höher die Temperatur am Ende

der Bearbeitung war oder je langsamer die Abkühlung erfolgte. Ein gutes Beispiel hierfür geben die Fig. 20 u. 21,[1]) von welchen die eine 21 verschiedene Partien eines Schienenquerschnittes bei 33facher linearer Vergrösserung zeigt, während die andere erkennen lässt, welchen Stellen des Schienenquerschnittes die in ersteren dargestellten Mikrophotographien entsprechen. Man sieht deutlich, dass das Metallkorn an den dünnsten und daher am raschesten abkühlenden Teilen des Querschnittes (15 und 19) am feinsten, im inneren der Schiene aber, namentlich in der Mitte des Schienenkopfes, am gröbsten ist.

Fig. 20.



Ein weiteres Beispiel bieten die Fig. 22 bis 25,[2]) Tafel IX, welche Mikrophotographien darstellen, welche von korrespondierenden Teilen derselben Schiene, aber von Querschnitten stammen, die nicht weniger als zehn englische Fuss voneinander entfernt sind. Fig. 22 ist dem Kopfe nahe dem Schienenende entnommen und zeigt ein etwas feineres Korn als Fig. 23, das der Schienenmitte entstammt. Ebenso zeigt Fig. 24 (Schienenende, Fuss) ein kleineres Korn als Fig. 25 (Schienenmitte, Fuss). Diese Figuren zeigen aber auch, dass die Struktur der beiden so weit voneinander liegenden Querschnitte ganz die nämliche ist und sich nur in der Korngrösse unterscheidet. Die Kleinheit des Kornes am Schienenende ist unzweifelhaft eine Folge der rascheren Abkühlung des Endes gegenüber der Mitte.

Weitere Beispiele geben die Fig. 26 bis 31,[2]) Tafel X, welche den Einfluss verschiedener thermischer Behandlung auf einen Stahl mit 0,82 % Kohlenstoff zeigen, sowie Fig. 32, Tafel X, welche den

---

1) Nach Sauveur „The Mikrostructure of Steel“.

2) Diese Figuren sind dem Fifth Report of the Alloys Research Committee“ entnommen und wurden vom Institute of Civil Engineers in bereitwilligster Weise zur Verfügung gestellt.

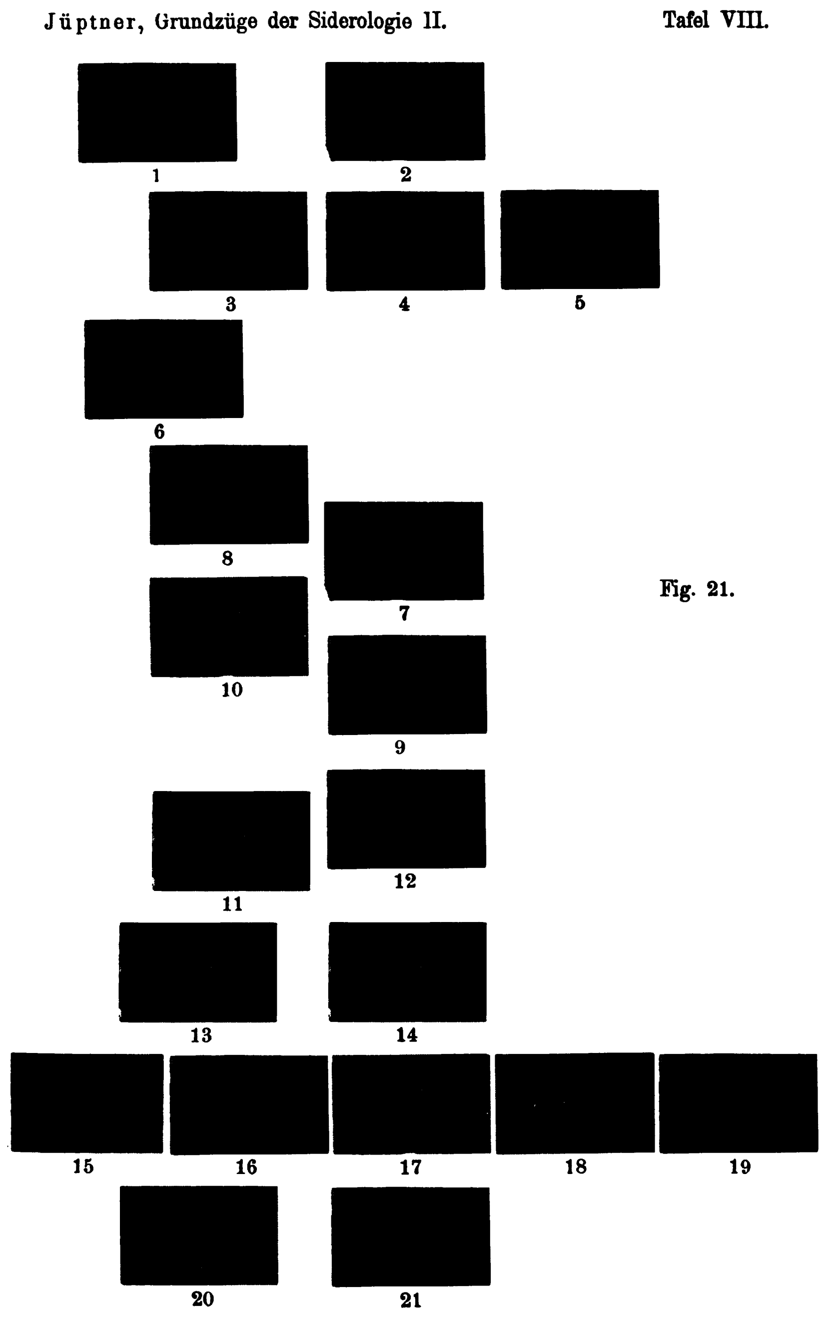


Fig. 21.

Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Druck von A. Th. Engelhardt in Leipzig.

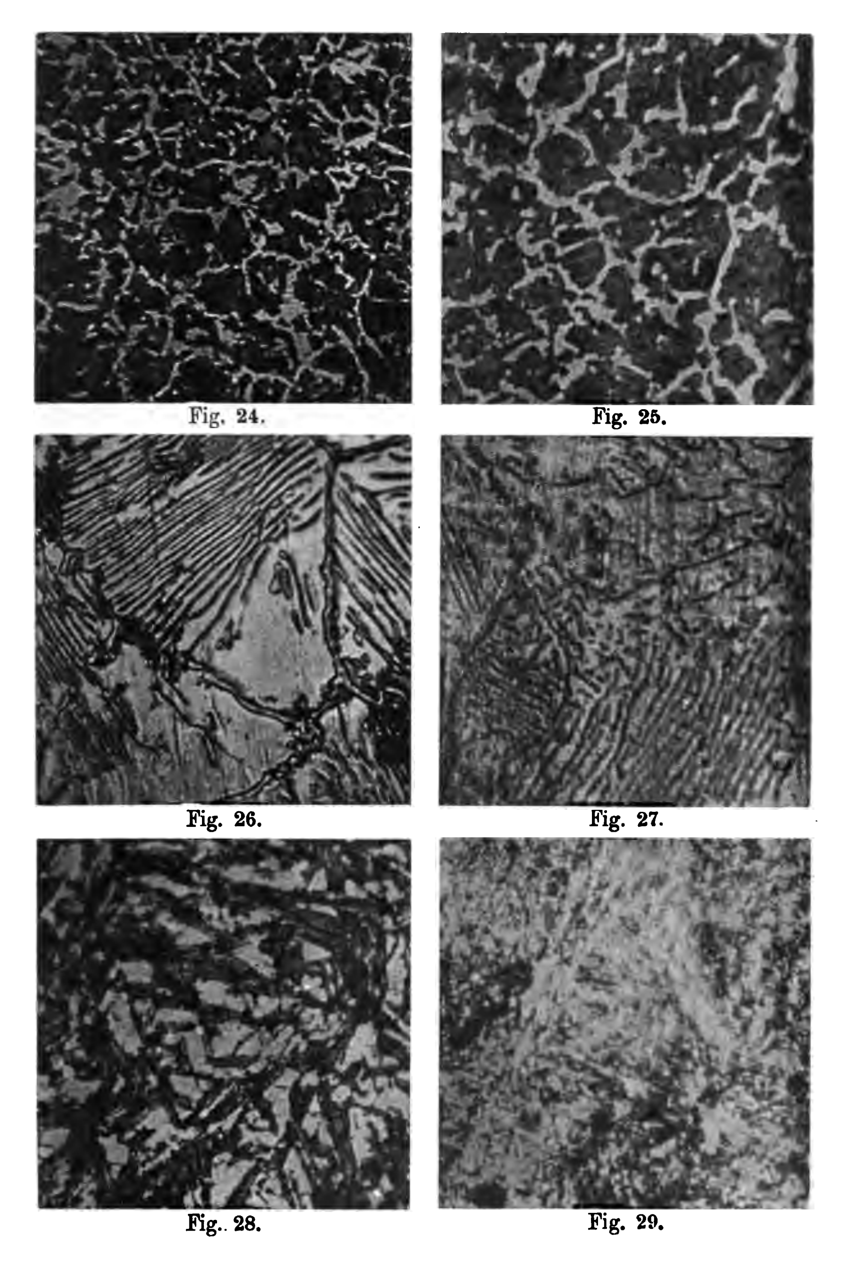
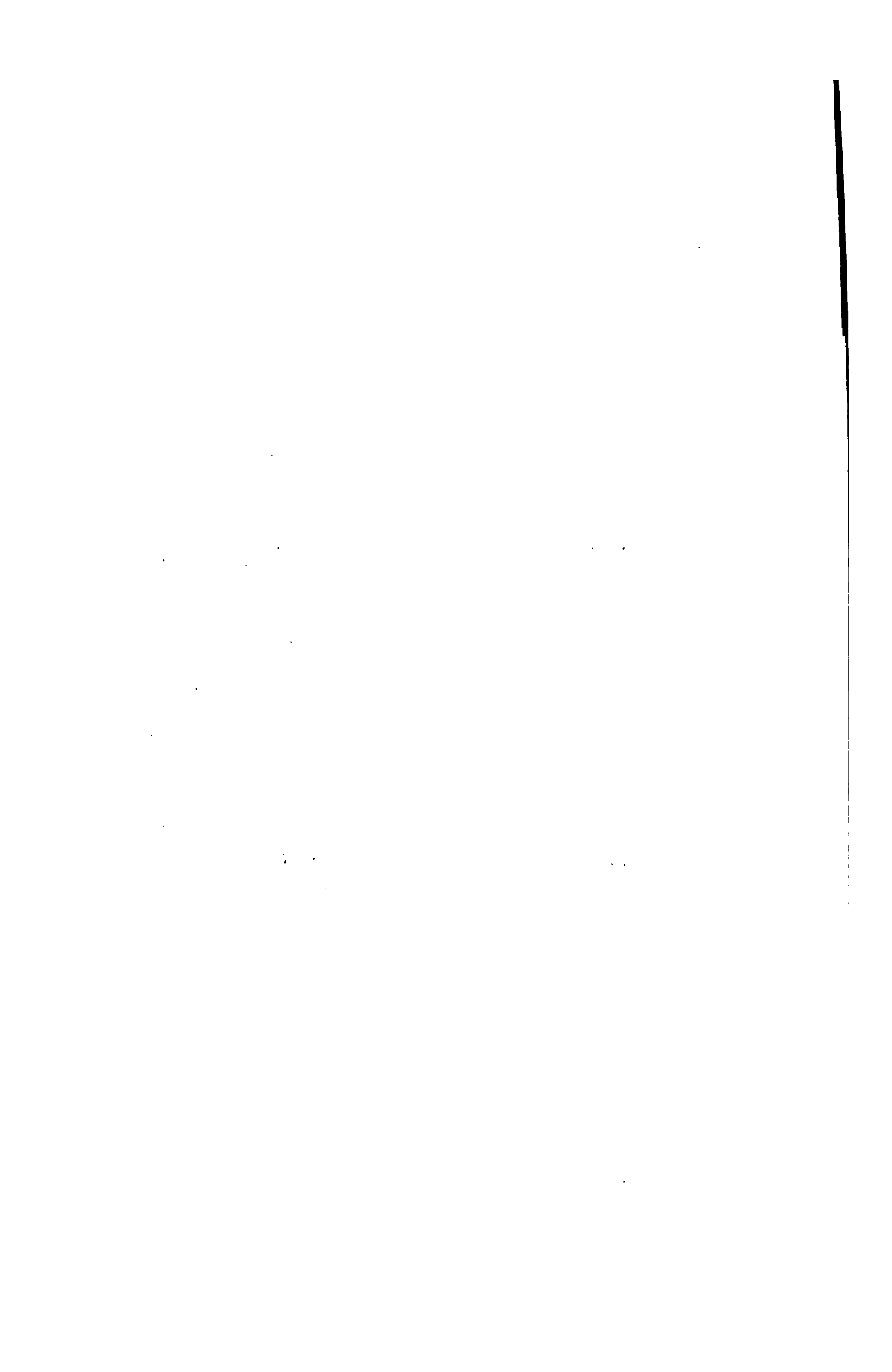


Fig. 24. Fig. 25.

Fig. 26. Fig. 27.

Fig. 28. Fig. 29.

Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Druck von A. Th. Engelhardt in Leipzig.



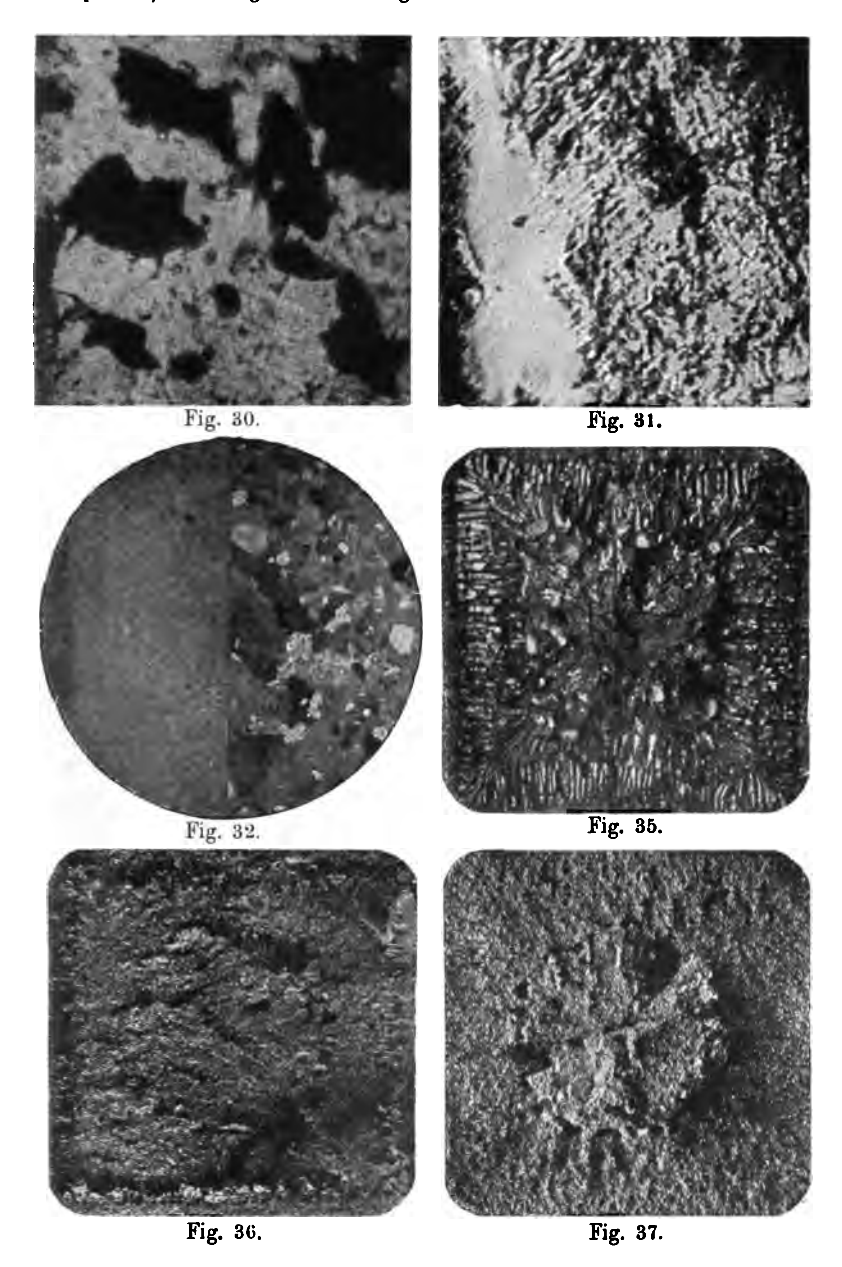


Fig. 30. Fig. 31.

Fig. 32. Fig. 35.

Fig. 36. Fig. 37.

Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Druck von A. Th. Engelhardt in Leipzig.

Übergang eines grobkörnigen Stahles in feinkörnigen durch Erhitzen auf wenig über ar_3 deutlich erkennen lässt.

Am Schlusse dieses Kapitels möge noch erwähnt werden, dass Howe[1]) für einen Stahl mit 1,10 % Kohlenstoff, 0,02 % Silicium und 0,41 % Mangan, der in Stangen von $^5/_{16}$ ☐ engl. Querschnitt langsam erkaltete, die Beziehungen zwischen Initialtemperatur (T_{max}) in ° C. und Korngrösse (A) in mm^2 durch die (für Temperaturen zwischen 722° und 1050° C. giltige) Formel

$$T_{max} = 680 + 281\,350\, A$$

ausgedrückt hat.

Achtes Kapitel.

(Anhang.)

Die Saigerungserscheinungen in Gussstücken.

Aus obigen Betrachtungen lassen sich für die Praxis folgende Schlüsse ziehen:

Nachdem, wie wir später sehen werden, Stahl um so dehnbarer und zäher ist, je feineres Korn er besitzt, so ist es offenbar wünschenswert, den fertigen Stücken die möglichst feinkörnige Struktur zu erteilen. Nach dem früher gesagten wären daher fertige Stücke von ungehärtetem Stahl schliesslich noch — um dies zu erreichen — auf die Temperatur ac_1 zu erhitzen.

Da jedoch aus verschiedenen Ursachen eine derartige Behandlung nicht immer angewendet werden kann, sollten die Produzenten doch so viel als möglich trachten, dieser Bedingung wenigstens in anderer Weise Rechnung zu tragen. Geschmiedete oder gewalzte Stücke sollten bei einer ar_1 möglichst nahe liegenden Temperatur fertig gestellt werden, da eine Beendigung der Bearbeitung bei einer erheblich höheren Temperatur während der nachfolgenden ungestörten Abkühlung grobkörnige Struktur hervorruft, während eine Bearbeitung bis unter ar_1 den Effekt der kalten Bearbeitung hervorruft.

Die Lösung dieses Problems wird jedoch dadurch bedeutend komplizierter, dass dicke Stücke nicht bei einer durchaus gleichförmigen Temperatur fertiggestellt werden können. Der Temperaturunterschied zwischen den centralen Teilen und der Oberfläche

---

1) Journ. Iron Steel Inst. 1898, I, p. 199.

wächst hierbei rapid mit wachsendem Querschnitt des Stückes. Ist die Bearbeitung derselben bei einer oberhalb ar_1 liegenden Temperatur beendet, so wird bei der nachfolgenden Kühlung die ganze Masse zu krystallisieren beginnen, aber das Innere, das heisser ist und langsamer abkühlt, wird gröberes Korn erhalten, als die äusseren Partien; die Struktur und die physikalischen Eigenschaften der verschiedenen Stellen des Stückes werden daher ungleichförmig sein. Haben die äusseren oder dünnsten Partien des Stückes bei Beendigung der Bearbeitung die Temperatur ar_1 erreicht, so kann das Innere eine beträchtlich höhere Temperatur besitzen und eine grob-krystallinische Struktur annehmen. Wird hingegen die Bearbeitung so lange fortgesetzt, bis das Innere des Stückes die Temperatur ar_1 erreicht hat, so kann die Temperatur seiner dünnsten Teile schon stark unter ar_1 liegen und diese daher kalt bearbeitet worden sein. Ein gutes Beispiel hierfür geben häufig die Stahlschienen.

Gleichheit der Struktur und der physikalischen Eigenschaften aller Teile eines bearbeiteten Stahlstückes bei gleichzeitiger Vermeidung kalter Bearbeitung ist nur dann sicher erreichbar, wenn der betreffende Gegenstand durchaus auf die Temperatur ac_1 erhitzt wird. Jedenfalls bietet die genaue Kenntnis des Einflusses von thermischer Behandlung und mechanischer Bearbeitung auf die Struktur des Stahles Mittel dar, die Qualität desselben zu verbessern.

H. Le Chatelier hat[1]) den Vorschlag gemacht, derartige Stücke an der Oberfläche rasch abzukühlen, wodurch das Innere rascher auf die Temperatur A_1 gebracht, die äusseren Partien aber durch Wärmeaufnahme von innen neuerlich auf diese Temperatur erwärmt werden.

Über den Begriff „Ausglühen" herrschen in der Praxis ziemlich verschiedene Ansichten. Manche verstehen darunter ein Erhitzen des Materiales auf eine beträchtlich unter ac_1 liegende Temperatur, während andere hierbei beträchtlich über diese Temperatur gehen wollen. Manche verstehen darunter lang andauerndes Erhitzen auf gewöhnliche Rotglut, helle Rotglut, ja sogar Gelbglut. Einige lassen das Metall in den Glühöfen sehr langsam erkalten, andere kühlen es rasch in der Luft ab und manche schrecken es nach Erhitzen auf dunkle Rotglut ab. Endlich wird der Stahl

1) Revue Générale des Sciences, 15. Januar 1897; The Metallographist 1898, p. 32 ff.

entweder in Glühkästen mit oder ohne Packungsmaterial oder auch in offenen Öfen erhitzt.

Thatsächlich kann jede Erwärmung, welche das Metall weicher und dehnbarer macht, als Ausglühen bezeichnet werden; da zwischen Ausglühen und Tempern keine scharfe Grenze besteht. Sauveur will daher das Tempern als einen speziellen Fall des Ausglühens betrachtet wissen.

Die Veränderungen der physikalischen Eigenschaften, welche wir durch das Ausglühen bewirken wollen, sind mancherlei und hängen von der Behandlung ab, welcher dasselbe früher unterzogen wurde. Sauveur unterscheidet in dieser Beziehung:

1. Weichmachen (Verringerung der mineralogischen Härte) eines Metalles durch Entfernung des Härtezuwachses, welche durch vorhergehende Härtung oder kalte Bearbeitung hervorgerufen wurde.

2. Zunahme der Dehnbarkeit durch Entfernung der durch vorhergehende Härtung oder kalte Bearbeitung hervorgerufenen Sprödigkeit und der Spannungen, welche bei der Abkühlung stark erhitzter grosser Guss- oder Schmiedestücke stets auftreten.

3. Beseitigung des groben Korns (das sich bei ungestörter Abkühlung von Temperaturen oberhalb ac_1 gebildet hat) oder der Strukturänderungen, welche durch kalte Bearbeitung hervorgerufen wurden, wobei das Metall das feinstkörnigste Gefüge erhält, welches es seiner Natur nach anzunehmen fähig ist.

Nach den obigen Betrachtungen lässt sich dies am wirksamsten erzielen, wenn das Material in seiner ganzen Masse auf die Temperatur ac_1 erhitzt und dann hinreichend langsam auf ar_1 abgekühlt wird, um die Härtungskohle in Cementkohle umzuwandeln. Bei der Erhitzung wird die ursprünglich vorhandene Struktur in eine möglichst feinkörnige umgewandelt, während bei der langsamen Abkühlung die Härtungskohle in Carbidkohle umgewandelt wird. Diese Umwandlung erfordert jedoch Zeit und deshalb ist es wünschenswert, das Metall genügend lang zwischen ac_1 und ar_1 zu erhalten.

Die von Brinell empfohlene Erwärmung des Stahles auf ar_1 bewirkt, wenn diese Temperatur lange genug eingehalten wird, allerdings die Umwandlung von Härtungskohle in Carbidkohle und vielleicht auch die Beseitigung der Spannungen und macht daher das Metall unzweifelhaft weicher und dehnbarer, lässt jedoch das Metallkorn unverändert, kann also den beabsichtigten Effekt nicht ganz so vollkommen erreichen, als die Erhitzung auf ac_1.

Handelt es sich darum, gehärteten Stahl mit möglichst feinkörniger Struktur zu erzielen, so muss das Metall auf ac_1 erhitzt und bei dieser Temperatur gehärtet werden. Hierbei ist eine Erhitzung auf höhere Temperaturen natürlich zu vermeiden. Thatsächlich wird diese Bedingung in der Praxis in den meisten Fällen ziemlich gut eingehalten; immerhin wird sich aber für heiklere Gegenstände die Anwendung von Pyrometern empfehlen.

Gewöhnlich werden die Gegenstände nach dem Erhitzen auf die richtige Temperatur sofort gehärtet, ohne sie vorher wieder etwas abkühlen zu lassen. Sauveur vermutet jedoch, dass eine langsame Abkühlung vor dem Härten weichere Produkte zu liefern im Stande wäre, da in diesem Falle die Umwandlung von Härtungskohle in Carbidkohle, die durch die rasche Abkühlung plötzlich unterbrochen wird, länger andauern und daher vollständiger erfolgen würde.

Wenn man ein Gussstück, z. B. einen Ingot, zerschneidet und das Material an verschiedenen Stellen eines solchen Schnittes analysiert, so findet man häufig Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung, die eine gewisse Gesetzmässigkeit erkennen lassen und auf Saigerungserscheinungen zurückgeführt werden.

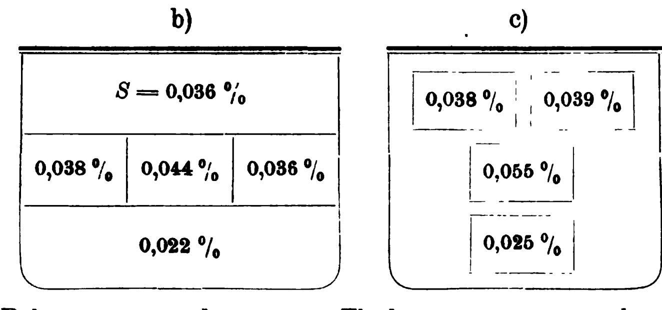
So fand J. E. Stead[1]) den Schwefel in Roheisenmasseln sehr ungleich verteilt. In den nachstehenden Querschnitten sind an den Stellen, an welchen die Probespäne genommen wurden, die Analysenresultate eingetragen.

a) Basisches Roheisen.

Mn = 2,4 % S = 0,14 %	Mn = 2,42 % S = 0,105 %	Mn = 2,42 % S = 0,14 %
Mn = 2,34 % S = 0,068 %	Mn = 2,40 % S = 0,07 %	Mn = 2,37 % S = 0,079 %
Mn = 2,19 % S = 0,047 %	Mn = 2,28 % S = 0,044 %	Mn = 2,10 % S = 0,047 %
Mn = 2,22 % S = 0,054 %	Mn = 2,13 % S = 0,04 %	Mn = 2,10 % S = 0,052 %

1) Journ. Iron Steel Inst. 1893, I.

Hämatit-Gusseisen.



Bohrspäne, von der ganzen Fläche genommen, ergaben:

a) $S = 0{,}038$ %
b) $S = 0{,}039$ %

Stabbs legte schon 1881 dem Iron and Steel Institute nachfolgende Analysen von Proben vor, die einem grossen, 2,3 m hohen Stahl-Ingot, 60 cm vom Kopf- und 75 cm vom Fussende entfernt, entnommen waren.

Dieselben ergaben:

	Kopfende %	Fussende %
Kohlenstoff	0,92	0,37
Mangan	0,535	0,498
Silicium	0,043	0,006
Schwefel	0,161	0,025
Phosphor	0,261	0,096

Sehr deutlich lassen sich diese Saigerungserscheinungen aus den Untersuchungen von Snelus erkennen, der einen Gussblock von 19 × 19 × 84″ englisch, der äusserst langsam erkalten lassen wurde, 4″ über dem Bodenende und 21″ englisch unter dem Kopfende senkrecht zu seiner Achse zerschneiden liess und von jeder dieser Schnittflächen je sechs Proben der Reihe nach so nahm, dass Nr. 1 einer Ecke, Nr. 6 der Plattenmitte entsprachen. Die Analysen dieser Proben ergaben:

	Kopfplatte			Bodenplatte		
	C %	S %	P %	C %	S %	P %
Nr. 1 (Ecke) . .	0,44	0,032	0,044	0,44	0,048	0,060
„ 2	0,54	0,048	0,060	0,42	0,058	0,062
„ 3	0,57	0,080	0,086	0,41	0,048	0,054
„ 4	0,61	0,096	0,097	0,40	0,048	0,048
„ 5	0,68	0,120	0,111	0,38	0,048	0,058
„ 6 (Mitte) . .	0,77	0,187	0,142	0,37	0,048	0,052

Hier sind die Unterschiede deshalb so bedeutend, weil die Dimensionen des Ingot grosse und die Abkühlung, also auch die Erstarrung desselben eine sehr verzögerte war. Aber auch in normal erkalteten Gussstücken kommen noch erhebliche Unterschiede in der Zusammensetzung vor, wie folgende Untersuchungen Pourcel's[1]) zeigen.

Eine Bessemerstahlwalze (von La Louvière) ergab folgende Resultate:

	Ursprüngliche Zusammensetzung	Oberes Ende	Unteres Ende	Metall, welches den Saugtrichter des Ingot bildete	Kuchen aus dem Innern des Saugtrichters
	%	%	%	%	%
C . .	0,24	0,215	0,314	0,68	1,274
Si . .	0,336	0,338	0,280	0,326	0,410
S . .	0,074	—	—	0,325	0,418
P . .	0,089	—	—	0,318	0,753
Mn . .	0,97	0,910	0,98	1,49	1,08

Ein Martinstahlingot von 450 kg Gewicht, 1,1 m hoch, mit 260 × 260 mm Querschnitt, ergab:

	Am Schopf		Am Fuss		In der Mitte	
	aussen	innen	aussen	innen	aussen	innen
	%	%	%	%	%	%
C . .	0,33	0,53	0,28	0,29	0,32	0,32
S . .	0,04	0,077	0,029	0,030	0,025	0,048
P . .	0,32	0,057	0,016	0,016	0,025	0,048
Mn . .	0,42	0,43	0,39	0,39	0,40	0,40

Ingots aus besonders weichem Materiale zeigen geringere Unterschiede; zwei Proben, 20 cm vom oberen Ende eines flachen Ingot genommen, ergaben:

	Kern	Rand
	%	%
C	0,14	0,11
S	0,053	0,036
P	0,072	0,027
Mn	0,576	0,610

1) Ingenieur-Kongress in Chicago 1893.

Diese Ungleichheit muss sich natürlich auch in den aus solchen Gussblöcken durch Schmieden oder Walzen erzeugten Produkten erkennen lassen. So fand Eclés an weichen Platten, deren Bruch an den beiden Aussenseiten seidenartig, in der Mitte körnig erschien, die Zusammensetzung der

	körnigen Zwischenlage	seidenglänzenden Partie
	%	%
Kohlenstoff	0,160	0,115
Phosphor	0,112	0,038
Schwefel	0,070	0,030
Mangan	0,570	0,576

und bei einem Bleche von 30 mm Dicke folgende Zusammensetzung:

	Kopfende aussen		Kopfende innen	
	Längsprobe	Querprobe	Längsprobe	Querprobe
	%	%	%	%
C	0,24	0,24	0,32	0,20
S	0,025	0,017	0,061	0,031
P	0,050	0,052	0,100	0,052
Mn	0,160	0,150	0,088	0,12

Eine Stahlprobe mit 40 kg Festigkeit und 31 % Dehnung ergab:

	Kern	Rand
	%	%
Kohlenstoff	0,135	0,115
Schwefel	0,072	0,041
Phosphor	0,051	0,044
Mangan	0,518	0,518

Ein Blech, das sich am Rande blätterte, ergab:

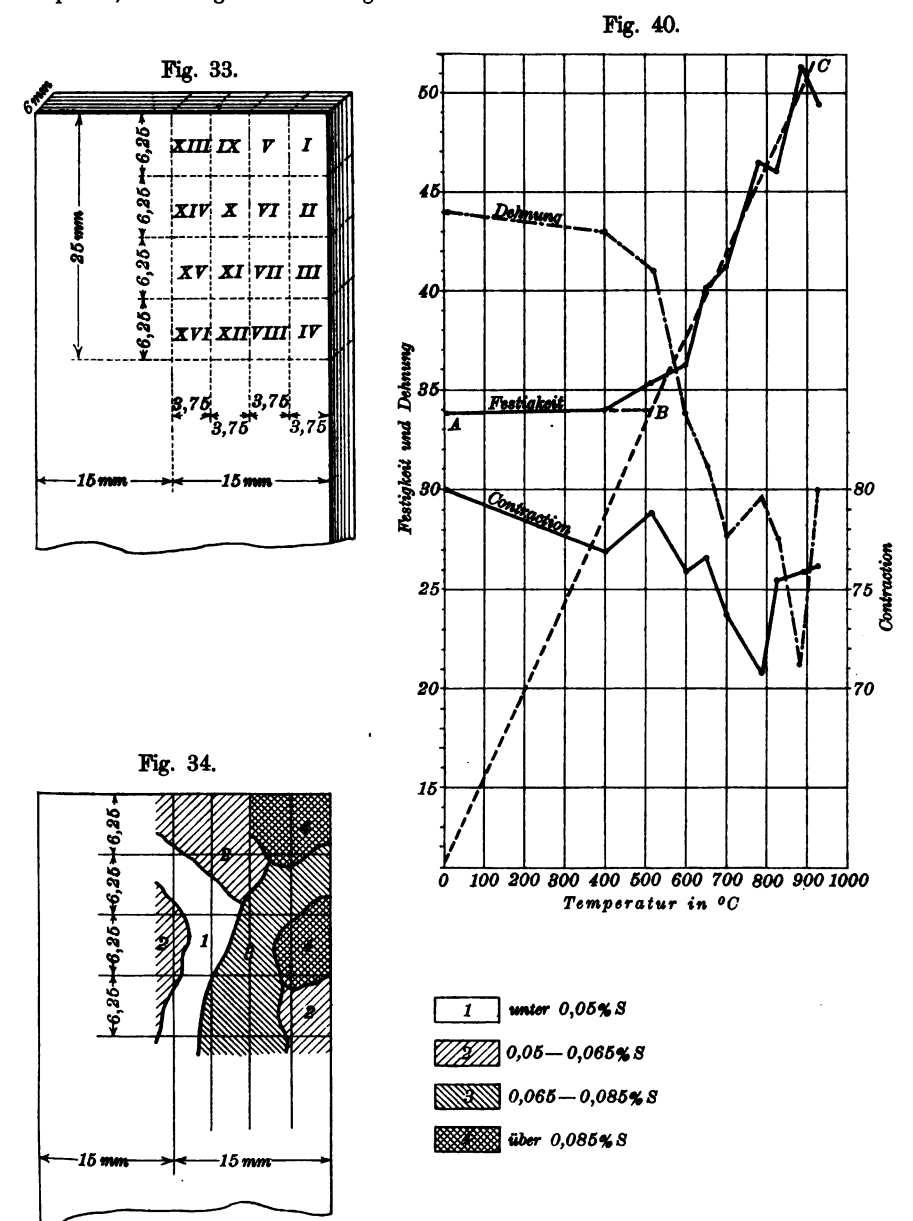
	Kern	Rand
	%	%
Kohlenstoff	0,24	0,15
Schwefel	0,155	0,054
Phosphor	0,127	0,060
Mangan	0,614	0,648

Ingenieur Anton R. v. Dormus teilt[1]) folgende interessante Analysen von Eisenbahnschienen mit:

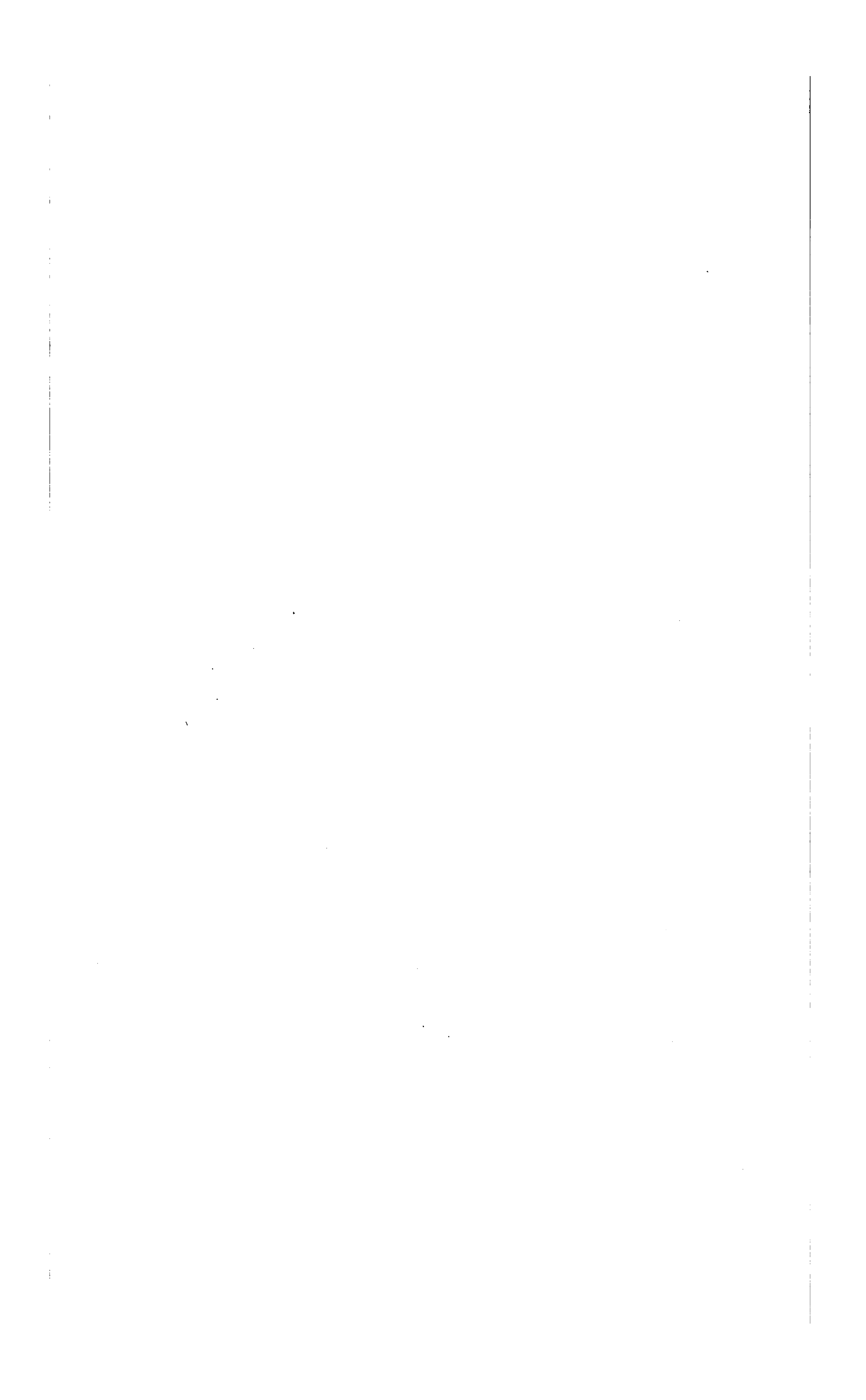
1) Zeitschr. d. österr. Ingenieur- u. Architekten-Vereins 1896, Nr. 13, 14, 15; 1898, Nr. 44—48.

Stelle der Probennahme	*C* %	*Si* %	*Mn* %	*P* %	*S* %	*Cu* %
Lauffläche	0,411	0,011	0,477	0,063	0,026	0,130
Mitte des Kopfes . . .	0,525	0,007	0,506	0,104	0,038	0,126
Steg	0,485	0,010	0,506	0,099	0,040	0,123
Fuss	0,456	0,009	0,488	0,064	0,025	0,109
Lauffläche	0,396	0,013	0,500	0,063	0,033	0,131
Mitte des Kopfes . . .	0,480	0,014	0,494	0,089	0,041	0,152
Steg	0,456	0,009	0,500	0,079	0,037	0,130
Fuss	0,472	0,014	0,511	0,076	0,035	0,110
Lauffläche	0,357	0,010	0,412	0,057	0,039	0,123
Mitte des Kopfes	0,501	0,006	0,430	0,099	0,057	0,139
Steg	0,507	0,011	0,430	0,102	0,063	0,126
Fuss	0,459	0,014	0,407	0,063	0,033	0,105
Lauffläche	0,294	0,012	0,442	0,028	0,018	0,134
Mitte des Kopfes	0,504	0,016	0,500	0,062	0,048	0,152
Lauffläche	0,387	0,008	0,494	0,027	0,017	0,134
Mitte	0,441	0,007	0,506	0,046	0,027	0,137
Lauffläche	0,351	0,028	1,146	0,045	0,019	0,140
Mitte	0,681	0,023	1,239	0,084	0,021	0,135
Kopfmitte	0,24	0,01	0,41	0,069	.	.
Randstahl	0,18	0,01	0,39	0,041	.	.
Kopfmitte	0,31	0,028	0,52	0,107	.	.
Randstahl	0,28	0,021	0,52	0,075	.	.
Kopfmitte	0,30	0,032	0,23	0,147	.	.
Randstahl	0,28	0,032	0,21	0,114	.	.
Kopfmitte	0,28	0,04	0,21	0,122	.	.
Randstahl	0,27	0,034	0,21	0,120	.	.
Kopfmitte	0,19	0,02	0,25	0,147	.	.
Randstahl	0,16	0,02	0,22	0,120	.	.
Kopfmitte	0,18	0,03	0,22	0,121	.	.
Randstahl	0,17	0,03	0,21	0,114	.	.

Hanns Rubricius erhielt bei Durchführung von Kontroll-Analysen in Qualitätsroheisen bezüglich des Siliciumgehaltes so erhebliche Differenzen, dass er auf Variationen in der Zusammensetzung schloss. Dies wurde auch durch zahlreiche Versuche



Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig.



bestätigt, welche ergaben, dass der Siliciumgehalt von den unteren Partien des Eisenkastens der Hochöfen nach oben hin zunimmt, was wahrscheinlich von Unterschieden im spezifischen Gewichte herrühren dürfte. Bei Phosphor und Schwefel ergaben sich keine bemerkenswerten Differenzen.

Die folgende kleine Tabelle giebt der Reihenfolge der Zahlen nach die Siliciumgehalte des von unten nach aufwärts im Eisenkasten befindlichen Roheisens:

Roheisen	Siliciumgehalt von unten nach oben in Prozenten						
	1	2	3	4	5	6	7
Probe I . . .	1,13	1,15	1,15	1,19	1,33	1,40	1,42
„ II . . .	1,38	1,44	1,45	1,60	1,63	1,72	1,79
„ III . . .	1,15	1,34	1,43	1,57	2,17	2,18	2,20
„ IV . . .	1,49	1,50	1,54	1,66	1,82	1,84	1,88
„ V . . .	1,95	2,09	2,13	2,45	2,70	2,72	2,76
„ VI . . .	1,81	1,83	1,84	1,86	1,89	2,16	2,20
„ VII . . .	2,72	2,74	2,77	2,79	2,85	2,88	2,89
„ VIII . . .	2,46	2,48	2,50	2,53	2,54	2,58	2,60

Aber nicht allein im Grossen, wie in Ingots oder im Eisenkasten des Hochofens kann sich eine ungleiche Verteilung der Bestandteile bemerklich machen, sondern es treten auch — namentlich beim Schwefel — lokale Saigerungserscheinungen auf. So nahm der Verfasser an einem ausgeschmiedeten Stück Flacheisen von 30 mm Breite und 6 mm Dicke (dessen hoher Schwefelgehalt kleine Einwagen zu wählen gestattete) in der aus Fig. 33, Tafel XI, ersichtlichen Weise 16 Proben, von deren jeder zwei Schwefelbestimmungen ausgeführt wurden (um zu zeigen, dass die Ursache der Differenzen nicht in der Methode liegt) und erhielt:[1])

I.		V.		IX.		XIII.	
0,092 / 0,092	0,092	0,095 / 0,090	0,093	0,053 / 0,060	0,056	0,058 / 0,048	0,053
II.		**VI.**		**X.**		**XIV.**	
0,086 / 0,076	0,082	0,070 / 0,074	0,072	0,058 / 0,062	0,060	0,043 / 0,034	0,039
III.		**VII.**		**XI.**		**XV.**	
0,095 / 0,098	0,097	0,075 / 0,085	0,080	0,042 / 0,035	0,038	0,057 / 0,049	0,053
IV.		**VIII.**		**XII.**		**XVI.**	
0,053 / 0,053	0,053	0,075 / 0,088	0,082	0,080 / 0,090	0,085	0,042 / 0,032	0,032

1) Österr. Zeitschr. f. Berg- u. Hüttenwesen 1896, S. 160.

Die grösste Differenz zwischen je zwei Bestimmungen beträgt 0,013 % (bei VIII) und zwar gerade an einer Stelle, an welcher sehr verschiedene Schwefelgehalte aneinander grenzen (III mit 0,097, IV mit 0,053 und XI mit 0,038 %), die also voraussichtlich selbst sehr ungleiche Zusammensetzung zeigt, während die Maximaldifferenz zwischen sämtlichen 16 Mittelwerten 0,060 % beträgt.

Die Fig. 34, Tafel XI, soll ein Bild dieser ungleichen Verteilung geben.

Andere Beispiele solcher lokaler Saigerungen geben die verschiedenen nebeneinander vorkommenden mikrographischen Gefügeelemente, die schon früher besprochen wurden.

Diese Saigerungserscheinungen erklären sich aus den Vorgängen beim Gefrieren von Salzlösungen.[1] Wie nach dem früheren bekannt, sind die meisten Salzlösungen (wie auch Gemische fester Körper im geschmolzenen Zustande) oft weit unter dem Schmelzpunkte der gelösten Salze noch flüssig und können unter dem Schmelzpunkt des am leichtesten flüssigen Bestandteiles abgekühlt werden ohne zu erstarren, wenn die Konzentration nicht zu gross ist. Beim Abkühlen konzentrierter Lösungen wird zunächst ein Punkt erreicht, bei welchem sich Salz abscheidet, da die Löslichkeit (im allgemeinen) mit der Temperatur abnimmt. Diese Erscheinung entspricht der Abscheidung von Graphit bei der Erstarrung geschmolzenen grauen Roheisens.

Dagegen gefriert beim Abkühlen verdünnter Lösungen zuerst ein Teil des Wassers der Lösung; die flüssig bleibende Lösung wird dadurch konzentrierter. Der Gefrierpunkt wässeriger Lösungen liegt aber (innerhalb gewisser Grenzen) um so tiefer, je grösser die Konzentration ist; bei weiterer Abkühlung scheidet sich daher mehr und mehr Eis ab und der Salzgehalt der Lösung nimmt zu, bis dieselbe bei einer bestimmten Zusammensetzung (eutektische Lösung) auf einmal erstarrt.

Ganz ähnlich verhält es sich auch bei der Erstarrung von Flusseisen und Flussstahl, nur dass hierbei nicht reines Eisen, sondern eine feste Lösung von Kohlenstoff im Eisen auskrystallisiert. Die Abkühlung und somit auch die Erstarrung eines an fremden Bestandteilen relativ armen Eisenmateriales beginnt zunächst an den Wandungen und (beim direkten Guss) am

1) Österr. Zeitschr. f. Berg- u. Hüttenwesen 1894, S. 201 (Jüptner).

Boden der Gussformen, wobei die flüssig bleibenden und gleichzeitig an fremden Bestandteilen reicheren Massen gegen das Innere gedrängt werden. Bei der weiteren Abkühlung erstarrt eine weiter innen gelegene und an Begleitstoffen reichere Schicht und der noch weiter konzentrierte flüssig bleibende Rest wird abermals nach innen gedrängt, und so fort. Da aber das Eisen nicht plötzlich fest wird, sondern beim Übergange aus dem flüssigen in den festen einen dickflüssigen, teigigen Zustand durchläuft, kann der flüssig bleibende Anteil desselben nicht vollständig gegen das Innere gedrängt werden, sondern es müssen einzelne Tröpfchen desselben von der dickflüssigen Masse eingeschlossen bleiben, um später in dieser Lage zu erstarren.

Nun ist die Erstarrung meistens[1]) mit einer Volumverringerung verbunden, so dass unter dem hierdurch entstehenden Drucke Partien des flüssig bleibenden Mutterlaugenrestes an die Oberfläche oder ins Innere von Hohlräumen gepresst werden, die im erstarrten Blocke auftreten können.

Die Analyse eines solchen Kuchens, der im Lunker einer 7 t schweren Bessemerstahlwalze gefunden worden war, wurde schon oben (S. 90) angeführt. Ledebur teilt folgende Analysen von Muttereisen und aus demselben ausgepressten Tröpfchen einer leichter schmelzbaren Legierung, die an der Oberfläche erstarrt waren, mit:

	S	*P*
Muttereisen	0,03 %	0,06 %
Ausgesaigerte Tropfen . . .	0,08 %	0,10 %

Würde der Abkühlungs- und Erstarrungsprozess in dieser Weise bis zum Ende verlaufen, so wäre das Resultat ein Körper von nahezu gleicher Zusammensetzung an den Aussenwänden und am Boden, dessen Gehalt an Begleitstoffen nach innen (und bis zu einem gewissen Grade auch nach oben) immer zunehmen müsste.

Nun wird aber unter dem Einflusse des geschmolzenen Inneren ein Teil der bereits erstarrten und abgekühlten Masse (namentlich aber der Bodenmitte, wenn der Guss von oben erfolgt) neuerdings erwärmt und bis zum teigigen, ja teilweise vielleicht auch bis zum flüssigen Zustande gebracht. Die an Nebenbestandteilen reichen,

1) Namentlich wenn viel Mangan und wenig Silicium vorhanden ist.

ursprünglich in der teigigen Masse verteilten Metalltröpfchen finden somit unter dem Drucke der darauf lastenden Flüssigkeitssäule und möglicherweise auch unterstützt durch Unterschiede in der Dichte Zeit und Gelegenheit, sich aus der erstarrten Masse zu sondern und das Resultat dieser Vorgänge muss somit eine neuerliche Anreicherung des oberen Centralcylinders, sowie eine Abnahme der Begleitstoffe am Bodenteile gegen die Mitte zu sein.

Die Abscheidung des Schwefels (als MnS oder FeS) und des Sauerstoffes (als MnO oder FeO) scheint erst in einem ziemlich späten Stadium der Abkühlung zu erfolgen. Diese Stoffe müssen sich daher in den zufällig vorhandenen Zwischenräumen ansammeln, wodurch die ungleiche Verteilung dieser Elemente erklärt ist.

So ergaben sich an einer Schiene (geätzter Querschnitt):

	grauer Kernstahl	dunklere Aussaigerungsflecken
	%	%
Kohlenstoff	0,590	0,560
Silicium	0,092	0,102
Mangan	0,778	0,881
Phosphor	0,050	0,032
Schwefel	0,037	0,080

Aussaigerungen in Lunkern enthielten:[1])

	%	%
Kieselsäure	10,00	6,01
Thonerde	Spur	0,49
Kalk	—	0,91
Magnesia	—	0,33
Eisen	17,60	—
Mangan	57,02	2,16
Schwefel	0,70	1,26
Eisenoxydul	—	29,27
Manganoxydul	—	62,64

Ebenso wie wir die Eisenlegierungen als Lösungen auffassten, welche sich ganz so wie Salzlösungen verhalten, müssen und können wir auch die Occlusion von Gasen im Eisen den Lösungen von Gasen in Flüssigkeiten an die Seite stellen. Beide folgen

1) Zahlreiche Analysen lassen erkennen, dass diese Aussaigerungen um so häufiger und in um so bedeutenderem Maasse auftreten, je weniger SiO_2 sie enthalten. Hier hat man es offenbar mit einer Wechselwirkung zwischen Metall und Schlacke zu thun, auf welche später zurückzukommen sein wird (Dritter Teil).

denselben Gesetzen. Die im ersten Teile (S. 235 bis 241) mitgeteilten Zahlen können dies illustrieren.

Müller stellt folgende Sätze auf:

1. Im flüssigen Stahl und Flusseisen ist ein aus Kohlenoxyd, Wasserstoff, Stickstoff, Kohlensäure und geringen Mengen freien Sauerstoff bestehendes, in seiner Zusammensetzung wechselndes Gasgemisch gelöst und teilweise gebunden, legiert. [1])

2. Beim fortschreitenden Abkühlen entweicht ein Gemisch aus demselben Gase, in dem sich neben Wasserstoff und Stickstoff hauptsächlich Kohlenoxyd bemerkbar macht, obwohl dasselbe nach Natur und Beschaffenheit des Eisens in bestimmten Grenzen schwankt.

3. Im erstarrten Metalle bleibt ein Gasgemisch eingeschlossen, welches durch Anbohren entweicht und in welchem hauptsächlich Wasserstoff und Stickstoff sich vorfinden, während Kohlenoxyd stark zurücktritt.

4. Im zerkleinerten Metalle können durch Glühen im Vacuum noch minimale, als gebunden anzusehende Reste der elementaren Gase entfernt und bestimmt werden.

Dass das Eisen ein Gemenge verschiedener Gase löst, ist nach dem Henry-Dalton'schen Gesetze selbstverständlich. Thatsächlich finden sich auch sämtliche Bestandteile der Ofengase im Eisen; nur der Sauerstoff ist natürlich auf ein Minimum reduziert, da er mit den verschiedenen Legierungsbestandteilen in chemische Verbindung tritt.

Auch die Erscheinung, dass die Menge der occludierten Gase mit sinkender Temperatur abnimmt, entspricht ganz dem Verhalten anderer Gaslösungen. Wasserstoff wird hierbei am meisten zurückgehalten, so dass es scheint, als ob er teilweise gebunden auftreten würde (siehe auch S. 77).

Gerade so wie Wasser, in welchem Salze gelöst sind, weniger Gase zu absorbieren im stande ist als freies Wasser, scheint auch durch Zusatz anderer Stoffe die Löslichkeit von Gasen im Eisen verringert zu werden. So verringern Kohlenstoff und Silicium das Absorptionsvermögen des Eisens für Wasserstoff.

Gase lassen sich aus ihren Lösungen in Flüssigkeiten bekanntlich dadurch entfernen, dass man ein anderes Gas einleitet. Ebenso

---

1) Letzteres gilt anscheinend hauptsächlich vom Wasserstoffe.

wird auch der Wasserstoff aus seiner Lösung im Eisen beispielsweise durch Kohlenoxyd[1]) teilweise entfernt. Hierauf beruht der Wert des sogenannten Raffinierprozesses (Neuberg), bei welchem der flüssige, wasserstoff- und kohlenstoffreiche Stahl in einem Siemens-Martin-Ofen stundenlang geschmolzen erhalten wird. Die vorhandenen Oxyde setzen sich mit dem Kohlenstoffe unter Kohlenoxydbildung um und dieser treibt einen grossen Teil des occludierten Wasserstoffes aus. Ein nachträglicher Zusatz von Ferrosilicium und Ferromangan oder ähnlichem wirkt noch weiter entgasend.

Die bei der Abkühlung des Metalles sich ausscheidenden Gase steigen, so lange das Metall noch genügend flüssig ist, auf und entweichen von der Oberfläche. So entstehen Blasen (Fig. 35 bis 37, Tafel X), welche gegen die Begrenzungsfläche des Gussstückes hin ausmünden. Ist die Aussenschichte des Metalles bereits erstarrt, so können die Gasblasen natürlich nur bis an diese Schichte heransteigen, und so entstehen die Randblasen. Findet Gasabscheidung auch dann noch statt, wenn das Gussstück schon ziemlich weit hinein fest geworden ist, so entsteht der sogenannte Blasenkranz. Alle diese Hohlräume haben eine mehr längliche bis birnenförmige Gestalt und stehen mit ihrer Längsachse senkrecht zu den Oberflächen der Gussstücke. Sie kommen nahe unter der Oberfläche, besonders aber (und dann auch ziemlich tief ins Innere reichend) im Kopfstücke vor. Sie rücken um so tiefer unter die Oberfläche vor, je weniger das Metall über seinen Schmelzpunkt erhitzt war, also auch je höher sein Schmelzpunkt liegt, weshalb silicium- und phosphorreiche Eisensorten, die einen niederen Schmelzpunkt besitzen, diese Blasen häufig sehr nahe der Oberfläche zeigen. Natürlich finden sich auch in diesen Blasen Aussaigerungen, die jedoch meist nur mikroskopisch klein sind.[2])

Zur Vermeidung dieser Blasen sind folgende Mittel empfohlen worden:

1. Verminderung der Gasentwickelung. Die Gase, welche hier in Frage kommen, sind absorbierter Wasserstoff und Kohlenoxyd, das teils aus den Flammengasen absorbiert wurde,

---

1) Das durch Oxydation des im Eisen enthaltenen Kohlenstoffes entstanden ist.

2) Siehe Erster Teil (Mikrographie).

teils durch die Reaktion des vorhandenen Kohlenstoffes auf Oxyde gebildet wird. Letzteres Gas verstärkt gleichzeitig (wie schon erwähnt) bei seinem Aufsteigen im Metalle die Abscheidung des absorbierten Wasserstoffes. Ausserdem hat die Erfahrung gelehrt, dass die Wasserstoffentwickelung in Silicium oder Aluminium enthaltenden Metallen kleiner ist als bei Abwesenheit dieser Elemente. Da die Gelegenheit zur Gasabsorption im Tiegel am kleinsten ist, muss auch Tiegelstahl am leichtesten dicht erhalten werden können. Kohlenstoff und Silicium vermindern nicht allein das Absorptionsvermögen für Wasserstoff (siehe oben), sondern vermindern auch den Oxydgehalt des flüssigen Metalles, verringern also auch die Kohlenoxydbildung. Auch dieser Umstand erklärt, warum Tiegelstahl und saurer, bei sehr hoher Temperatur erzeugter Bessemer- und Martinstahl weniger zur Gasblasenbildung neigen als basischer, oder bei niederer Temperatur erzeugter.

In gleichem Sinne wirken:

α) Mangan (als Ferromangan oder Spiegeleisen angewendet) reduziert Eisenoxydul und verringert den schädlichen Einfluss des Schwefels.[1]) Für ersteren Zweck genügt in allen Fällen ein Zusatz von weniger als 0,06 % Mangan, doch trachtet man aus dem zweiten Grunde gewöhnlich einen Überschuss von Mangan im Eisen zu erhalten (0,25 bis über 1 %). Ein solcher vergrössert jedoch das Metallkorn und beeinträchtigt daher die Zähigkeit.

β) Silicium wirkt nicht nur auf die vorhandenen Oxyde, sondern verringert auch die Löslichkeit des Wasserstoffes, also auch die Wasserstoffentwickelung während des Erstarrens. Da aber ein Siliciumzusatz zu sauerstoffhaltigem Eisen schädlich wirkt,[2]) giebt man neben demselben noch einen Manganzusatz.[3]) Immerhin ist überall dort, wo es auf Schmiedbarkeit, Schweissbarkeit und Zähigkeit ankommt, Vorsicht beim Siliciumzusatze erforderlich.[4])

---

1) Weil *Mn S* in Eisen weniger löslich ist als *Fe S*, also leichter abgeschieden wird.

2) Indem zwischen den Krystallkörnern staubförmige Kieselsäure ausgeschieden wird, wodurch die Festigkeit eine Verringerung erfährt.

3) Hierbei bildet sich Mangansilikat, das schon im flüssigen Eisen so gut wie unlöslich ist und daher als Schlacke abgeschieden wird.

4) Die Gefahr ist jedoch lange nicht so gross, als viele glauben, wenn nur Mangan in hinreichender Menge vorhanden ist.

γ) Aluminium wirkt desoxydierend und die Wasserstoffabscheidung während des Erstarrens vermindernd. Da jedoch ein Aluminiumüberschuss das Metall dickflüssig macht und somit das Entweichen von Gasblasen verhindert, die Schmiedbarkeit und Schweissbarkeit verringert und die Sprödigkeit vermehrt, giebt man meist nur 0,1 % Aluminium als Zusatz (für Walzwaren noch weniger), und zwar erst nach erfolgtem Manganzusatze.

2. Anwendung eines verlorenen Kopfes (Masselot), d. i. eines Aufgusses, der später entfernt wird und der nicht nur die sich gerade am Kopfteile anhäufenden Gasblasen enthält, sondern auch aus seinem Metallinhalte ein Nachfüllen der später zu besprechenden Schwindungshohlräume ermöglicht und so der Lunkerbildung entgegenwirkt.

3. Herstellung möglichst grosser Gussblöcke, um die Abkühlung zu verlangsamen und ein Entweichen der entwickelten Gase zu ermöglichen.[1])

4. Steigender Guss, wobei das Metall von unten in die Gussform einströmt. Hierdurch wird das Verspritzen von Metallkügelchen, die gleichfalls Anlass zur Blasenbildung geben, und das Mitreissen von Luft vermieden; das Entweichen der schon gebildeten, an der erst erstarrenden Kruste haftenden Gasbläschen aber gefördert.

5. Kommunizierender Guss, wobei mehrere Coquillen gleichzeitig steigend mit geschmolzenem Eisen oder Stahl gefüllt werden. Verbindet mit den früher erwähnten Vorteilen noch den der langsamen Anfüllung, wodurch den Gasblasen auch Zeit zum Entweichen gegeben wird.

6. Erstarrenlassen des Metalles unter hohem Drucke. Dieses Verfahren hat jedoch nur in einzelnen Fällen Eingang in die Praxis gefunden und auch nicht den erwarteten Erfolg geliefert. In neuester Zeit soll es jedoch in den Bethlehem-Stahlwerken mit Vorteil angewendet werden.

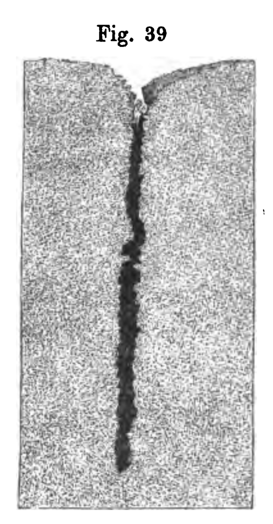
Noch eine Erscheinung, die beim Erstarren von Gussstücken auftritt, muss hier erwähnt werden, es ist das Schwinden der Masse bei der Erstarrung und Abkühlung, welches sich am meisten an jenen Stellen geltend macht, an welchen das Metall

1) Hierdurch wird aber die Gefahr, Saigerungen und somit ungleich zusammengesetzte Blöcke zu erhalten, erhöht.

am längsten flüssig war — in den Achsenpartien prismatischer Körper, in der Mitte des stärksten Querschnittes oder an Kreuzungspunkten. Diese Schwindungshohlräume sind an ihrer rauhen Oberfläche kenntlich. Diese Hohlräume sind im Inneren vollkommen leer, doch kann, so lange die darüber liegenden Massen noch weich sind, infolge der Luftdruckwirkung von Aussen unter Bildung eines Saugkegels Luft in dieselben treten (das Lungern, Lunkern oder Saugen). Die Grösse dieser Lunker (Fig. 38 u. 39) wächst mit

Fig. 38.

Fig. 39



dem Schwindmaasse des Metalles, mit der Differenz zwischen Gusstemperatur und Schmelzpunkt und mit dem Volumen der Gussstücke. In diesen Hohlräumen finden sich die oben erwähnten Ausscheidungen, deren Gegenwart sich auch durch die chemische Untersuchung bereits bearbeiteter Stücke nachweisen lässt. So fand Ledebur bei der Untersuchung einer Zerreissprobe:

	Lockere Stelle im Inneren eines Probestabes	Gesunde Stelle eines Probestabes
	%	%
Schwefel	0,13	0,06
Phosphor	0,15	0,04
Silicium	0,03	0,03
Mangan	0,31	0,25

Zweites Buch.

Die physikalischen Eigenschaften der Eisenlegierungen
in ihrem Zusammenhange
mit der chemischen Zusammensetzung, dem morphologischen Gefüge und der thermischen und mechanischen Bearbeitung.

Erstes Kapitel.

Allgemeines.

Die Fragen, welche in diesem und dem nächsten Buche zur Besprechung kommen, sind für die Technik von hervorragendem Interesse und von ganz besonderer Wichtigkeit. Leider sind wir von ihrer vollständigen Lösung noch ziemlich weit entfernt, obwohl sich — besonders in der letzten Zeit — hervorragende Fachmänner mit denselben beschäftigen, so dass ein rasches Fortschreiten unserer Kenntnisse auf diesem Gebiete stattfindet.

Die Wichtigkeit der in dieser Beziehung zu lösenden Aufgaben, sowie die Schwierigkeiten, welche hierbei zu bekämpfen sind, hat H. Wedding[1]) mit folgenden Worten geschildert:

„Bei der Verwendung des Eisens in der Technik werden mit wenigen Ausnahmen nur die physikalischen Eigenschaften in Anspruch genommen. Mit Recht erfolgt daher auch die Beurteilung des auf den Eisenhütten hergestellten Eisens von denjenigen, die es verwenden wollen, nach seinen physikalischen Eigenschaften, vor allen Dingen nach den Eigenschaften der Festigkeit, Zähigkeit und Härte.“

---

1) Bericht über die Sitzung des Vereines zur Beförderung des Gewerbfleisses vom 4. April 1898.

„Da aber das in der Technik zur Verwendung kommende Eisen niemals das reine Element ist, sondern vielmehr eine Legierung mit Kohlenstoff zwischen 5 und 0,05 %, sowie mit der Regel nach sehr geringen Mengen von Mangan, Nickel, Silicium, Phosphor und Schwefel, so hängen die physikalischen Eigenschaften in erster Linie von der chemischen Zusammensetzung des Eisens ab, in zweiter Linie allerdings von der Anordnung der kleinsten Gefügeteile, welche ihrerseits wieder durch die Art der Abkühlung und die Art der mechanischen Bearbeitung bedingt wird. Da heutigen Tages das Eisen zum weit überwiegenden Teile in schmiedbarem Zustande gebraucht wird und unter den schmiedbaren Eisensorten das Flusseisen die Hauptrolle spielt, so kommen auch hauptsächlich die Eigenschaften dieser Eisensorten in Betracht. Da das Flusseisen durch Erstarrenlassen aus dem flüssigen Zustande gewonnen wird, ist die Art der Abkühlung hier von sehr grosser Bedeutung, zumal Saigerungserscheinungen während der Abkühlung oder während der Wiedererhitzung einen wesentlichen Einfluss auf die Anordnung der kleinsten Gefügeteile ausüben können. Einen nicht minderen Einfluss haben die Formgebungsarbeiten, das Hämmern, Pressen und Walzen."

„Ist aber einerseits die Abkühlung, andererseits die Art der Formgebung gleich bei zwei fertigen Stücken, so ist auch vorauszusetzen, dass die physikalischen Eigenschaften nur dann verschieden sein können, wenn die chemische Zusammensetzung des Eisens verschieden war. Die physikalischen Eigenschaften des Eisens lassen sich erst genau beurteilen oder besser gesagt prüfen, wenn dem Eisen diejenige Form gegeben ist, in welcher es der Verbraucher benutzen will. Zu dieser Zeit lässt sich die chemische Beschaffenheit nicht mehr verändern. Ist daher die chemische Beschaffenheit des Eisens nicht richtig gewesen, so wird auch das fertige Eisen die Eigenschaften, die man von ihm verlangt, nicht zeigen. Der Eisenhüttenmann, welcher das Eisen erzeugt und in Form der Handelsware darstellt, ist daher zur Beurteilung der physikalischen Eigenschaften im voraus lediglich auf die Kenntnis der chemischen Zusammensetzung angewiesen. Die Erfahrung hat zwar eine grosse Menge von Fingerzeigen gegeben, in welcher Weise die Hüttenprozesse zu leiten seien, um bestimmte physikalische Eigenschaften des Eisens, welche in der Technik gefordert

werden, auch ohne chemische Analyse zu erhalten, und ferner gelehrt, wie man durch die Bearbeitung selbst die Wirkungen verschiedener chemischer Zusammensetzung in gewissen Grenzen ausgleichen könne; aber diese Erfahrung reicht bei weitem nicht aus, und auf allen Eisenhütten ist man deshalb beständig mit einer grossen Zahl von chemischen Untersuchungen beschäftigt, welche verhindern sollen, dass Handelswaren fertiggestellt werden, die den Anforderungen der Technik nicht entsprechen."

„Der Verbraucher des Eisens ist seinerseits in erster Linie darauf angewiesen, Proben von dem ihm angebotenen fertigen Eisen zu entnehmen, diese auf ihre physikalischen Eigenschaften, besonders Festigkeit, Zähigkeit und Härte, zu prüfen und nach dem Ergebnisse der Prüfung kleiner Proben die ganzen Stücke oder die ganze Lieferung, aus welcher die Proben entnommen waren, zu beurteilen. Um aber sicherzugehen, dass die durch die Prüfung festgestellten physikalischen Eigenschaften nicht nur dem einzelnen Probestücke, sondern dem ganzen ihm gelieferten Stoffe zukommen, kann er mit Recht verlangen, dass die chemische Zusammensetzung der durch die Prüfung als zweckentsprechend erwiesenen Probe der chemischen Zusammensetzung der ganzen Lieferung entspreche, um so mehr, als er voraussetzen darf, dass für ein und dieselbe Lieferung die Bearbeitung des Eisens gleich war. Für ihn ist daher die chemische Analyse von nicht geringerer Bedeutung als für den Eisenhüttenmann, wenngleich sie ihm in einer anderen Richtung zu seinem Zwecke verhilft, ein richtiges Urteil über die Beschaffenheit des ihm gelieferten und von ihm zu verwendenden Eisens zu erlangen. Man hat zwar zuweilen behauptet, die Zuverlässigkeit des Lieferers sei mehr wert, als alle chemischen und physikalischen Proben und eine Zusage auf Erfüllung der verlangten Eigenschaften für eine gewisse Zeit genüge stets; aber es ist doch nicht möglich, in allen Fällen sich nur darauf zu verlassen. Wenn z. B. auch die Zusage übernommen worden ist, dass eine Brücke aus Eisen auf zehn Jahre hin oder länger den Anforderungen entsprechen soll, widrigenfalls der Lieferer für allen Schaden aufzukommen habe, so ist doch dem Erbauer der Brücke oder dem Benutzer derselben damit nicht gedient, wenn die Brücke nach zwei Jahren zusammenbricht, obwohl er allen Schaden vergütet erhält. Im Gegenteil muss er von vornherein sicher sein, dass diese Brücke, gleichgiltig ob eine Gewähr-

leistung gegeben wird oder nicht, für ausreichend lange Zeit vollkommen den Ansprüchen genüge, welche an sie bezüglich der Sicherheit gestellt werden sollen, ohne dass etwa ausnahmsweise starke Abmessungen oder ein übermässig hohes Gewicht gewählt zu werden brauchten. — Der Hersteller von Gewehrläufen braucht ein Eisen, welches sicher gegen das Zerspringen ist. Er kann nicht jeden Laufstab vorher prüfen, er muss, wenn er einen vom Hundert in den Festigkeitseigenschaften genügend und nach der Herstellung des Laufes ausreichend für den Gebrauch gefunden hat, sich darauf verlassen können, dass alle anderen das Gleiche leisten. Das kann nur dann erwartet werden, wenn die chemische Zusammensetzung ganz gleich ist."

„Die chemischen Proben nun gründen sich naturgemäss auf diejenige Untersuchungsform, die man als quantitative Analyse zu bezeichnen pflegt. Die quantitative Analyse stützt sich auf die Möglichkeit, die einzelnen Bestandteile eines Körpers, also auch die des Eisens, in ihrer gegenseitigen Menge genau zu bestimmen. Es ist dies für die einzelnen Stoffe bald leichter, bald schwieriger, unmöglich aber, immer die einzelnen Elemente mit vollkommener Genauigkeit anzugeben. Die Bestimmung ist der Regel nach davon abhängig, dass die einzelnen Elemente in solche Formen übergeführt werden, welche eine ganz bestimmte Zusammensetzung haben; so z. B. wird der Schwefel in Bariumsulfat, das Silicium in Siliciumdioxyd übergeführt, Körper, deren genaue Zusammensetzung längst durch zahlreiche Versuche ermittelt ist und deren Menge man wägen oder messen kann. Der Regel nach pflegt man Verbindungen, welche fest sind, zu wägen, Flüssigkeiten und Gase dagegen zu messen, doch kommen auch die umgekehrten Fälle vor, so z. B. dass man den Phosphor in Form des Molybdates misst (Schleudermethode) und dass man das Kohlendioxyd (gebunden an Kalilauge) wägt."

„Zu allen quantitativen Bestimmungen gehört, dass erstens der zu bestimmende Körper vollkommen von anderen Körpern, die neben ihm im Eisen enthalten sind, abgesondert werden könne, um in die neue wäg- und messbare Verbindung übergeführt zu werden, dass also nichts von diesem Körper zurückbleibt oder verloren geht, und zweitens, dass die Verbindung, die erzielt wird, vollständig rein und von stets gleicher Zusammensetzung sei. Wenn man z. B. den Kohlenstoff aus dem Eisen quantitativ bestimmen

will, so pflegt man ihn in einem konzentrierten, wenn auch noch unreinen Zustande abzuscheiden, um ihn dann in Kohlendioxyd überzuführen. Wenn nun hierbei einerseits nicht aller Kohlenstoff, welcher in dem Eisen enthalten war, sich in dem (durch Kupferammoniumchlorid erhaltenen) konzentrierten unlöslichen Rest wiederfindet, sondern bei der Lösung zum Teil als Kohlenwasserstoff entwichen ist, so entsteht ebensowohl ein Fehler, als wenn in die Kalilauge, die man zur Absorption benutzt, nicht nur das durch die Oxydation des Kohlenstoffes entstandene Kohlendioxyd, sondern auch solches, welches aus der Oxydation von Kohlenstoff in Gummischlauchverbindungen entstanden war oder wenn Wasserdampf in die Kalilauge übergeführt wird. In beiden Fällen ist die Analyse ungenau und zwar unkontrollierbar ungenau."

„Es giebt nur sehr wenige Körper, welche mit fast vollkommener Genauigkeit durch die quantitative Analyse abgeschieden und bestimmt werden können. Den meisten Methoden haftet aus dem einen oder dem anderen Grunde irgend eine bald kleinere, bald grössere Fehlerquelle an, und die Wissenschaft hat die Aufgabe, diese Fehlerquellen mit so grosser Genauigkeit zu bestimmen, dass man unzweifelhaft weiss, wie gross der mögliche Fehler überhaupt sein kann."

„Im Eisenhüttenwesen gestaltet sich die quantitative Analyse, welche man dort Eisenprobierkunst zu nennen pflegt, dadurch sehr schwierig, dass zu der Aufgabe, die einzelnen Elemente mit grösster Genauigkeit zu bestimmen, noch die Aufgabe kommt, eine sehr grosse Zahl von Analysen tagtäglich in den Eisenwerken auszuführen, mit anderen Worten, nur Methoden anwenden zu dürfen, welche mit grosser Schnelligkeit und deshalb auch mit einfachen Vorrichtungen, einfachen Handgriffen, einfachen Reagentien durchgeführt werden können. Es ist erklärlich, dass solche Methoden häufig auch grössere Fehlerquellen in sich schliessen als Methoden, die man in Ruhe und in unbeschränkter Zeit ausführen kann, und es ist Aufgabe der Eisenprobierkunst, geradeso, wie der quantitativen Analyse im allgemeinen in erster Linie die möglichen und wirklich vorhandenen Fehlergrenzen ganz genau festzusetzen, ehe eine Methode auf Hüttenwerken oder in Eisenverbrauchsanlagen angewendet wird."

„. . . . . Jede Methode hat ihre einzelnen bestimmten Fehler, und diese Fehler bedingen es, dass, wenn zwei Analytiker mit

gleicher Sorgfalt, mit gleicher Geschicklichkeit, mit gleich genauen Vorrichtungen und mit gleich reinen Reagentien dieselben Eisenproben nach verschiedenen Methoden untersuchen, sie verschiedene Ergebnisse finden."

„Hierauf ist schon sehr oft aufmerksam gemacht worden, und es ist ganz besonders das Verdienst des leider zu früh verstorbenen Hüttenchemikers des grossen Eisenwerkes zu Rote Erde, Dr. von Reis, Vorschläge gemacht zu haben zur Einführung von einheitlichen analytischen Methoden für Eisenhüttenlaboratorien, wir können hinzufügen ebenso für Eisenverbrauchslaboratorien. Mit Recht führt er[1]) an, dass verschiedene der zahlreichen neu aufgetauchten Methoden, welche in der Hand des Erfinders gut arbeiten und bei einzelnen Analysen geübter Chemiker sich auch bewähren mögen, bei Massenanalysen versagen, wie sie der Betrieb z. B. eines Flusseisenwerkes erfordert. Kleine Fehler derselben Methode treten stärker hervor, mögen aber vielleicht für den Betrieb doch noch von geringer Bedeutung sein. Wenn es sich aber um einen Vergleich zwischen verschiedenen Laboratorien handelt, ergeben sich oft recht erhebliche Unterschiede. Wird aber teilweise nach thatsächlich unzulänglichen Methoden gearbeitet, so sind die Analysen unter sich nicht mehr vergleichbar." Er fügt wörtlich hinzu: „Welche Verdriesslichkeiten, oft mit materiellen Verlusten verbunden, hieraus erwachsen, braucht nicht mehr erläutert zu werden. Wie grosse Differenzen entstehen können, zeigen Zahlen, die meinen eigenen Erfahrungen und denen des Freiherrn Hanns v. Jüptner entstammen." v. Reis führt mit Recht an, dass diese bekannten Übelstände der analytischen Chemie bereits längst von anderen Zweigen der Industrie erkannt worden sind, und dass z. B. die Sodaindustrie durch Professor Lunge in Zürich eine Reihe von Methoden feststellen liess, die im Betriebe sowohl als besonders für den Verkehr nach aussen in Anwendung kommen, und dass die Düngerfabriken ganz ähnlich verfahren."

„In Deutschland, England, in den Vereinigten Staaten von Amerika haben sich Ausschüsse gebildet, welche der Lösung dieser Aufgabe näher getreten sind; die Litteratur weist zahlreiche

1) „Stahl u. Eisen" 1888, S. 93.

Versuche nach dieser Richtung hin auf;[1]) aber alle Bemühungen sind völlig erfolglos geblieben......"

Thatsächlich bildet die schwierige Vergleichbarkeit von Analysen verschiedener Provenienz und verschiedener Zeitpunkte eine Hauptschwierigkeit, welche sich dem Studium der Beziehungen zwischen Eigenschaften und chemischer Zusammensetzung entgegenstellen. Hierzu kommen noch andere erschwerende Umstände, wie ungleiche Verteilung der Bestandteile, Schwierigkeiten in der genauen ziffernmässigen Feststellung der zu vergleichenden Eigenschaften.

Wenn also auch unsere Kenntnisse über die fraglichen Beziehungen noch lange nicht abgeschlossen sind, so soll doch in folgendem der gegenwärtige Stand derselben in möglichster Kürze besprochen, und auch jene Versuche erwähnt werden, welche gemacht wurden, um diesen Beziehungen ziffernmässigen Ausdruck zu geben.

Zweites Kapitel.

Chemische Zusammensetzung und physikalische Eigenschaften. — Eisen.

Am längsten ist man mit dem Vorhandensein von Beziehungen zwischen der chemischen Zusammensetzung und den physikalischen Eigenschaften der verschiedenen Eisensorten vertraut. Hierher gehören die bekannten Unterschiede zwischen den Eigenschaften von weichem, kohlenstoffarmen Eisen (schmiedbar, kaum härtbar), von kohlenstoffreicherem Stahl (schmiedbar, deutlich härtbar) und von noch kohlenstoffreicherem weissen und grauen Roheisen (nicht schmiedbar); die schädlichen Einflüsse von Phosphor (Kaltbruch), Schwefel und Sauerstoff (Rotbruch); die eigentümlich härtenden, beziehungsweise festigenden Einwirkungen von Nickel, Chrom, Wolfram u. s. w.

---

1) Vergl. H. v. Jüptner, Praktisches Handbuch für Eisenhüttenchemiker 1885; Dr. H. Wedding, Eisenprobierkunst 1894; Stahl u. Eisen 1895, Nr. 21 (Wedding) und Nr. 22 (Jüptner); 1896, Nr. 13 (Iron and Steel Institute); Fortschritte im Eisenhüttenlaboratorium, von Jüptner, 1895 und 1896 u. s. w.

Reines Eisen.

Bevor zur Besprechung des Einflusses anderer Elemente auf die Eigenschaften des Eisens geschritten werden kann, müssen die Eigenschaften des reinen Metalles Erwähnung finden. Leider ist unsere Kenntnis gerade in dieser Beziehung eine recht mangelhafte.

Spezifisches Gewicht (nach verschiedenen Beobachtern) 7,85 bis 7,88, im Mittel 7,86.

Atomgewicht = 56 (O = 16),

Atomvolum = 7,125,

Schmelzpunkt:

1587° C. (Danielle 1830, Phil. Trans.),
1500—1600° C. (Pouillet 1836, Compt. Rend. 2),
1804° C. (Carnelley 1879, Chem. Ges. 441),
1600° C. (Pictel 1879, Compt. Rend. 88),
1550° C. (F. Osmond),
1600° C. (Roberts-Austen).

Da leider neuere genaue Bestimmungen fehlen, wird derselbe gewöhnlich zu 1600° C. angenommen.

Latente Schmelzwärme. Bestimmte Angaben fehlen. Man schätzt dieselbe auf etwa 20 Kalorien.

Kritische Punkte:

A_3 (Umwandlung von γ-Eisen in β-Eisen) bei 890° C. (Roberts-Austen 1900).

A_2 (Umwandlung von β-Eisen in α-Eisen) bei 770° C. (Roberts-Austen 1900).

Die Umwandlung von γ-Eisen in α-Eisen muss nach Fig. 14, Tafel VI, beim Schnittpunkte der verlängerten Linie OS mit der Temperaturachse, also bei etwa 830° C. liegen. (Genau bei 824,9° C.)

Umwandlungswärme.

Von γ-Eisen in β-Eisen bei A_3 . .	2,86 Kalorien	(Roberts-Austen)
„ β- „ „ α- „ „ A_2 . .	1,00 „	„ „

Spezifische Wärme.

bei 0°	0,1050	Lorenz
„ 50°	0,1107	„
„ 75°	0,1136	„
„ 15°	0,1091	Naccari
„ 100°	0,1151	„
„ 200°	0,1249	„
„ 300°	0,1376	„

Für Eisen mit nur 0,06 % Kohlenstoff hat Henry Le Chatelier folgende Werte ermittelt:[1])

Temperatur °C.	Ausdehnung für 100° Temperaturabnahme in %	wahrer Ausdehnungs-koëffizient
0	—	—
100	0,11	11
200	0,23	12
300	0,36	13
400	0,50	14
500	0,65	15
600	0,81	16
700	0,975	16,5
800	1,125	13
840	— 0,26	—

Er berechnet hieraus den wahren Ausdehnungskoëffizienten

$$\frac{d\alpha}{dt}$$

bei gewöhnlicher Temperatur . . . 0,000011,
bei 758° C. 0,000017,

den mittleren Ausdehnungskoëffizienten

zwischen 0° und 750° C. 0,000014,

während er für die Änderung des wahren Ausdehnungskoëffizienten innerhalb obigen Temperaturintervalles den Ausdruck

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha_0 + 0{,}000\,000\,008\,t$$
$$= 0{,}000\,011 + 0{,}000\,000\,008\,t$$

angiebt.

Innerhalb der kritischen Zone (bei 840°) tritt, wie aus obiger Zusammenstellung ersichtlich, eine Zusammenziehung ein; oberhalb dieser Temperatur giebt er den wahren Ausdehnungskoëffizienten zu

$$\frac{d\alpha}{dt} = 0{,}000\,015$$

an.

Wärmeleitungsfähigkeit.

Über die absolute Wärmeleitungsfähigkeit des Eisens[2]) liegen folgende Angaben vor:

1) Das fragliche Eisen enthielt 0,057 % *C*, 0,13 % *Mn* und 0,05 % *Si.*

2) In einer ebenen Platte von 1 mm Dicke, deren beide Seiten um 1° verschiedene Temperaturen haben, geht durch jeden mm² in der Sekunde so viel Wärme als nötig ist, um K mg Wasser von 0° auf 1° zu erwärmen. Dividiert man diese Zahlen durch 100, so werden dieselben auf cm und g reduziert.

Temperatur	K	Beobachter
—	16,38	Neumann
über 0°	15,87	Berget
0°	19,88	Ångström
100°	14,17	"
0°	16,65	Lorenz
100°	16,27	"

Die relative Leitungsfähigkeit des Eisens, *r*, beträgt nach Wiedemann und Franz 11,9, wenn jene des Silbers gleich 100 gesetzt wird.

Elektrisches Leitungsvermögen.

Die elektrische Leitfähigkeit des Eisens, bezogen auf Quecksilber von 0° C., beträgt:

Substanz		Temperatur	Leitungsfähigkeit	Beobachter
Eisen		0° C.	8,3401	Siemens
"		0° "	7,861	Benoit
"		0 bis 30° C.	8,88	Berget
"		0° C.	9,685 [1])	Lorenz
"		100° "	6,189 [1])	"
"	elektrolyt.	Zimmertemp.	8,405	W. Kohlrausch
"	"	rotglühend	0,8913	"
"	"	gelbglühend	0,8196	"
"	"	unmagn. glüh.	0,7949	"

Für die Änderung der Leitfähigkeit mit der Temperatur wurden folgende Gleichungen aufgestellt:

Zwischen — 92° und 0° (Cailletet und Bouty)

$$k_t = k_0 - 0{,}0049\, t,$$

zwischen 0° und 100° (Dewar und Fleming)

$$k_t = k_0 - 0{,}00531\, t,$$

zwischen 0° und 100° (Tomlinson)[2])

$$k_t = k_0 - 0{,}005131\, t + 0{,}000018177\, t^2,$$

zwischen 5° und 156° (Arndtsen)[2])

$$k_t = k_0 - 0{,}0041304\, t + 0{,}0000117889\, t^2,$$

zwischen 0° und 200° (E. Lenz)

$$k_t = k_0 - 0{,}004720\, t + 0{,}000008467\, t^2,$$

---

1) Umgerechnet aus den bei Lorenz erhaltenen Zahlen für absolute Leitungsfähigkeit unter der Annahme, dass eine Quecksilbereinheit gleich $0{,}937 \times 10^9 \frac{\text{Centimeter}}{\text{Sekunden}}$ sei.

2) Umgerechnet aus den Angaben für Widerstand nach der Formel $k_t = k_0 [1 - \alpha t + (\alpha^2 - \beta) t^2 - (\alpha^3 - 2 \alpha \beta + \gamma) t^3]$, wenn $w = w_0 (1 + \alpha t + \beta t^2 + \gamma t^3)$ gegeben.

bei gewöhnlicher Temperatur (Hopkinson)

$kt = k_0 - 0{,}0048\,t,$

bei 855° (Hopkinson)

$kt = k_0 - 0{,}0018\,t,$

über 855° (Hopkinson;

$kt = k_0 - 0{,}0067\,t,$

zwischen 100° und 860° (Benoit)[1])

$kt = k_0 - 0{,}004516\,t + 0{,}000001457\,t^2.$

Elektrischer Leitungswiderstand.

Der Leitungswiderstand eines weichen Eisendrahtes von 1 km Länge und 1 mm² Querschnitt beträgt bei 0° C. 111 Ohm.

Nach H. Le Chatelier wächst der elektrische Leitungswiderstand von der Lufttemperatur bis Ar_3 (850°) auf das zehnfache, während er oberhalb dieser Temperatur fast konstant bleibt.

Magnetismus.

Bei Ar_2 (740°) verschwinden die magnetischen Eigenschaften des Eisen nach Curie fast vollständig.

Festigkeitseigenschaften.

Als Beispiel wählen wir die von J. O. Arnold[2]) an fast reinem Eisen ausgeführten Versuche, welche folgende Resultate ergaben: [3])

Härtungs-temperatur ° C.	Festigkeit kg/mm²	Dehnung in % auf 50,8 mm (2″ engl.)	Querschnitts-verminderung in %
15	33,74	44,0	80,0
400	34,00	43,0	76,8
525	35,37	41,0	78,8
600	36,25	34,0	76,2
650	40,26	31,5	76,8
705	41,29	27,5	73,8
780	46,92	29,5	70,8
820	46,40	27,5	75,4
887	51,39	21,5	75,9
928	49,37	30,0	76,2

Diese Daten sind in Fig. 40, Tafel XI, graphisch dargestellt. Arnold hält die bei höheren Härtungstemperaturen auftretenden Schwankungen in der Festigkeit für Versuchsfehler und drückt

1) Siehe Note 2), S. 113.

2) Engg. 9. Juli 1897.

3) Siehe auch Erster Teil, S. 204.

die Festigkeiten durch die beiden sich schneidenden Gerade AB und BC aus. Hiernach erhält er folgende Gleichungen:

Festigkeit unterhalb 523° C. (in kg per 1 mm²)

$$\sigma_B = 33{,}72 + 0{,}00069297\, t,$$

Festigkeit oberhalb 523° C.

$$\sigma_B = 11{,}47 + 0{,}043278\, t.$$

Als Annäherungen können die Gleichungen ohne weiteres benutzt werden, obwohl nach Howe, Osmond und Sauveur die fraglichen Abweichungen der Kurven nicht auf Versuchsfehler zurückzuführen sind, da sie mit den kritischen Punkten zusammenfallen.

Bearbeitungseigenschaften.

Reines Eisen ist schmiedbar und schweissbar und lässt sich sogar in der Kälte hämmern. Die Härte des reinen Eisens liegt nach Behrens zwischen 3,5 und 3,7 der Mohs'schen Skala.

Drittes Kapitel.

Schmelzpunkt und Erstarrungspunkt; latente Schmelzwärme.

Am eingehendsten ist bei diesen, wie auch bei den meisten anderen Eigenschaften des Eisens der Einfluss des Kohlenstoffes studiert.

Nach den neuesten Untersuchungen von Roberts-Austen (siehe Fig. 3, Tafel II) scheinen, wie Backhuis-Roozeboom richtig bemerkt, die Erstarrungskurven der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen aus vier geraden Linien zu bestehen, welche durch folgende Fixpunkte begrenzt sind:

100 % Eisen,	0 % Kohlenstoff:	Erstarrungspunkt	1600° C.,
97,3 % „	2,7 %	„	„	1250° „
95,7 % „	4,3 %	„	„	1130° „
94,5 % „	5,5 %	„	„	1300° „ [1])

Der Erstarrungspunkt der eutektischen Legierung (mit 4,3 % Kohlenstoff) liegt bei 1130° C.

Bei rascher Erstarrung dürfte die eutektische Legierung etwa 5,22 % Kohlenstoff enthalten und nahe bei 1060° C. erstarren.

1) Jedenfalls setzt sich die Graphitabscheidungskurve noch über 5,5 % Kohlenstoff hinaus fort.

Hiernach lassen sich für die Erstarrungspunkte der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen folgende Gleichungen aufstellen:[1])

0 % bis 2,7 % Kohlenstoff:

$$\Theta = 1600 - 129{,}63^{\circ}\ C.$$

2,7 bis 4,3 (bei rascher Abkühlung bis 5,22 %) Kohlenstoff:

$$\Theta = 1452{,}5 - 75^{\circ}\ C.$$

Für die beginnende Graphitabscheidung bei mehr als 4,3 % Kohlenstoff und langsamer Abkühlung:

$$\Theta = 520{,}82 + 141{,}67^{\circ}\ C.$$

Für die eutektische Legierung (4,3 % Kohlenstoff) bei langsamer Abkühlung:

$$\Theta = 1130^{\circ}\ C.$$

Für die eutektische Legierung (5,22 % Kohlenstoff) bei rascher Abkühlung (Grenzwert):

$$\Theta = 1060^{\circ}\ C.\ (?)$$

Selbstverständlich gelten diese Gleichungen nur dann strenge, wenn der Schmelzpunkt des reinen Eisens bei 1600° C. liegt; leider ist dieser Punkt, wie schon früher erwähnt, noch nicht genau bestimmt.

Hieraus lassen sich die folgenden Erstarrungspunkte berechnen:

% C	Erstarrungspunkt bei langsamer Abkühlung in °C.	Erstarrungspunkt bei rascher Abkühlung in °C.	% C	Erstarrungspunkt bei langsamer Abkühlung in °C.	Erstarrungspunkt bei rascher Abkühlung in °C.
0,00	1600	1600	3,25	1208,8	—
0,25	1567,7	.	3,50	1190,0	.
0,50	1535,4	.	3,75	1171,3	.
0,75	1503,1	.	4,00	1152,5	.
1,00	1470,8	.	4,25	1133,8	.
1,25	1438,5	.	4,30	1130,0	.
1,50	1406,2	.	4,50	1158,3[2])	1115,0[3])
1,75	1373,8	.	4,75	1193,8[2])	1096,3[3])
2,00	1341,5	.	5,00	1229,2[2])	1077,5[3])
2,25	1309,2	.	5,22	1260,3[2])	1061,0[3])
2,50	1276,9	.	5,25	1264,6[2])	.
2,75	1246,3	.	5,50	1300,0[2])	.
3,00	1227,5	.	5,75	1335,4[2])	.

1) Dieselben sind vom Verfasser aus den neuesten Beobachtungsdaten von Roberts-Austen abgeleitet, wodurch die früher aufgestellten Formeln des Verfassers (Stahl u. Eisen, Journ. Iron Steel Inst. u. s. w.) berichtigt werden.

2) Graphitausscheidung.

3) Erstarrung von Mischkrystallen.

Stellen wir nochmals die schon im ersten Buche gegebenen Schmelzpunktsdaten von Mannesmann (umgerechnet), Osmond und Roberts-Austen zusammen, so erhalten wir folgende Werte:

Schmelzpunkt nach	Kohlenstoff %						
	0	1,3	1,8	2,7	3,5	4,3	5,5
Mannesmann . . .	1550	1360	1310	1250	1200	1160	—
Osmond	1550	1410	1320	1260	1200	1125	1260
Roberts-Austen . .	1600	1420	1360	1250	1200	1140	1290
Mittel	1575	1400	1330	1250	1200	1140	1275

Die durch die obigen Mittelwerte gegebene Schmelzpunktskurve lässt sich gleichfalls recht gut durch zwei gerade Linien darstellen, die sich im Punkte

Kohlenstoff . . . . 2,2 %
Schmelzpunkt . . . 1275°

schneiden. Wir erhalten somit für die Schmelzpunkte der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen die beiden Gleichungen:

α) Von 0 bis 2,2 % Kohlenstoff:

$$\Theta = 155 - 125 \text{ °C.},$$

β) mit mehr als 2,2 % Kohlenstoff (für rasche Abkühlung auch für mehr als 4,3 % Kohlenstoff):

$$\Theta = 1275 - 64{,}3 \text{ (°C.} - 2{,}2)$$
$$= 1416{,}5 - 64{,}3 \text{ °C.},$$

γ) für die eutektische Legierung:

$$\Theta = 1140° \text{ C.},$$

δ) für die beginnende Graphitausscheidung bei mehr als 4,3 % Kohlenstoff und langsamer Abkühlung:

$$\Theta = 1140 + 112{,}5 \text{ (C.} - 4{,}3)$$
$$= 546 + 112{,}5 \text{ C.}$$

Ähnlich wie der Kohlenstoff, erniedrigen auch die meisten anderen fremden Begleitstoffe bis zu einem gewissen Grade den Schmelzpunkt des Eisens.

So hat der Verfasser[1]) nach älteren Angaben für den Schmelzpunkt von Eisen-Kohlenstoff-Silicium-Legierungen die Gleichung:

1) H. v. Jüptner, Journ. Iron Steel Inst. 1898; Stahl u. Eisen 1898, II, S. 1039.

$$\Theta = 1600 - 3273\left(\frac{C + \frac{12}{28} Si}{n}\right)$$
$$= 1600 - 3273\left(\frac{C + {}^{3}/_{7}\, Si}{n}\right)$$
$$= 1600 - 3273\left(\frac{C + 0{,}42857\, Si}{n}\right)$$

aufgestellt, worin n die Anzahl von Atomen bedeutet, die ein Molekül des gelösten Kohlenstoffes, beziehungsweise Silicium aufbauen; und zwar ist:

	%	%
für	$(C + \frac{12}{28} Si) \leq 2{,}5$	$n = 2{,}00$
„	$(C + \frac{12}{28} Si) = 3{,}0$	$n = 2{,}20$
„	$(C + \frac{12}{28} Si) = 4{,}0$	$n = 2{,}44$
„	$(C + \frac{12}{28} Si) = 4{,}3$	$n = 2{,}61$

Doch bedarf diese Gleichung einer Berichtigung durch eingehende Versuche. Derselben liegen folgende Angaben von Osmond zu Grunde:

Chemische Zusammensetzung in %								Erstarrungspunkt in °C.
Gesamt-*C*	geb. *C*	Graphit	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Fe*	
3,29	1,04	2,25	2,45	0,061	0,054	0,11	.	1240 (?)
.	.	.	2,13	0,042	0,16	2,12	.	1230 (?)
2,38	.	.	11,46	.	0,20	2,59	.	1130 (?)
2,53	.	.	12,90	.	0,22	24,55	59,90	1220 (?)

Anders verhalten sich solche Elemente, welche mit dem Eisen isomorphe Gemenge geben, wie Eisen und Nickel. Bei solchen liegen die Schmelzpunkte der Legierungen in einer stätigen Kurve, welche die Schmelzpunkte der reinen Elemente verbindet.[1]) Bis weitere Versuche hierüber vorliegen, kann man die Schmelzpunktskurven solcher Legierungen ohne grossen Fehler als gerade Linien annehmen, und erhält so für Eisen-Mangan:

$$\Theta = 16\, Fe + 19\, Mn,$$ [2])

1) Siehe Erster Teil, S. 14.

2) Schmelzpunkt des Mangans nach v. d. Weyde und Carnelley = 1900° C.

für Eisen-Nickel:

$$\Theta = 16\,Fe + 14{,}5\,Ni,$$ [1]

oder

$$\Theta = 1600^\circ\ C.$$ [2]

Für Kohlenstoff, Silicium und Mangan hältiges Eisen hat der Verfasser[3]) nach allerdings nicht genügenden Versuchsdaten die Formel:

$$\Theta = \frac{1600\,Fe + 1900\,Mn}{Fe + Mn} - \frac{3273\,Fe + 4675\,Mn}{Fe + Mn}\left(\frac{C + 0{,}428\,Si}{n}\right)$$

angegeben, in welcher r die früher angeführten Werte besitzt.

Für reine Eisen-Phosphor-Legierungen hat Stead[4]) folgende Punkte bestimmt:

% Fe	% P		° C.
100	0	Schmelzpunkt	= 1600
89,8	10,2	„	= 980 (eutektische Legierung)
84,42	15,58	„	= 1060 (Verbindung Fe_3P).

Nimmt man die Verbindungslinien dieser Punkte vorläufig geradlinig an, so erhält man folgende Annäherungswerte:

0 % bis 10,2 % Phosphor:

$$\Theta = 1600 - 60{,}8\,P,$$

10,2 % bis 15,58 % Phosphor:

$$\Theta = 980 + 14{,}87\,(P - 10{,}2)$$
$$= 828{,}3 + 14{,}87\,P.$$

Hieraus würde hervorgehen, dass Phosphor den Schmelzpunkt des Eisens etwa um 20 % stärker erniedrigt, als eine äquivalente Menge Kohlenstoff.

Schliesslich mögen noch eine Reihe von Schmelzpunktsbestimmungen von Eisenlegierungen nach R. Moldenke[5]) mitgeteilt werden, welche zeigen, dass die Lage derselben ausser von der chemischen Elementarzusammensetzung auch von der näheren chemischen Konstitution, also von der Art des Verlaufes der Abkühlung abhängig ist.

---

1) Schmelzpunkt des Nickels nach Carnelly (1879) und nach Pictet = 1450° C.

2) Schmelzpunkt des Nickels nach v. d. Weyde = 1600° C.

3) H. v. Jüptner, Journ. Iron Steel Inst. 1898, II.

4) Journ. Iron Steel Inst. 1900, II.

5) Stahl u. Eisen 1899, Nr. 1.

Roheisensorten.

Nr.	Schmelzpunkt in °C.	Gebundener C %	Graphit %	Silicium %	Mangan %	Phosphor %	Schwefel %
1	1110	3,98	—	0,14	0,10	0,220	0,037
2	1120	3,90	—	0,28	0,11	0,216	0,044
3	1120	3,74	0,14	0,38	0,16	0,172	0,032
4	1135	3,70	—	0,26	0,09	0,198	0,033
5	1150	3,52	0,54	0,47	0,20	0,200	0,036
6	1120	3,48	—	0,36	0,09	0,240	0,040
7	1125	3,22	0,68	0,71	0,09	0,142	0,038
8	1100	3,21	0,20	0,45	0,18	0,198	0,037
9	1160	3,28	1,14	0,42	0,13	0,185	0,026
10	1170	2,27	1,80	0,45	1,10	1,465	0,032
11	1180	2,23	1,58	0,42	0,16	0,415	0,045
12	1190	1,96	1,90	0,75	0,63	0,097	0,028
13	1190	1,93	1,69	0,52	0,16	0,760	0,036
14	1190	1,87	1,85	0,56	0,46	0,713	0,027
15	1180	1,85	1,95	0,56	0,34	0,175	0,022
16	1200	1,92	2,17	1,88	0,54	0,446	0,028
17	1205	1,69	2,40	1,81	0,49	1,602	0,060
18	1220	1,54	2,08	2,02	0,39	0,632	0,062
19	1200	1,49	2,26	2,54	0,50	0,349	0,038
20	1210	1,48	2,30	1,41	1,39	0,168	0,033
21	1200	1,47	2,63	0,89	0,48	0,164	0,037
22	1200	1,36	2,41	1,65	0,32	0,160	0,038
23	1210	1,31	2,70	1,25	0,76	0,170	0,022
24	1210	1,31	2,40	1,69	0,46	0,085	0,039
25	1220	1,24	2,68	0,65	0,26	0,201	0,020
26	1220	1,23	2,70	1,20	0,37	0,299	0,022
27	1220	1,12	2,66	1,13	0,24	0,089	0,027
28	1205	0,90	3,07	1,09	0,33	0,176	0,014
29	1220	0,87	3,10	1,34	0,42	0,158	0,030
30	1210	0,84	3,07	2,58	0,47	2,124	0,051
31	1240	0,83	3,26	1,97	0,59	0,210	0,018
32	1220	0,80	3,22	1,30	0,59	0,172	0,042
33	1230	0,80	3,16	1,29	0,50	0,218	0,020
34	1230	0,80	2,89	2,21	0,25	0,411	0,041
35	1230	0,67	3,60	1,32	0,25	0,205	0,020
36	1225	0,59	3,15	1,50	0,61	0,094	0,032
37	1220	0,47	2,84	2,19	0,65	1,518	0,042
38	1230	0,38	3,43	2,14	0,57	0,422	0,048
39	1230	0,35	3,44	2,07	0,28	0,448	0,039
40	1240	0,35	3,77	3,29	0,82	0,501	0,038
41	1240	0,24	3,48	2,54	0,30	0,060	0,020
42	1250	0,13	3,43	2,40	0,90	0,082	0,032

Gusseisen.

Nr.	Schmelzpunkt in °C.	Geb. C %	Graphit %	*Si* %	*Mn* %	*P* %	*S* %	Bemerkungen
49	1095	4,67	0,03	0,57	0,22	0,266	0,014	in Coquillen gegossen.
50	1090	4,20	0,20	0,63	0,33	0,254	0,040	" " "
51	1100	4,08	—	0,89	0,06	0,287	0,040	in getrocknete Gussformen gegossen.
52	1095	3,90	0,16	0,75	0,66	0,240	0,030	in Coquillen gegossen.
53	1110	3,62	—	0,72	0,14	0,193	0,026	in getrocknete Gussformen gegossen.
54	1110	3,48	—	0,47	0,09	0,190	0,032	do.
55	1120	3,40	—	0,42	0,07	0,196	0,029	do.
56	1190	1,63	2,27	1,46	0,50	0,092	0,032	do.
57	1210	1,60	3,16	0,59	0,25	0,271	0,048	in grünen Sand gegossene Walze.
58	1230	1,57	2,90	0,66	0,31	0,237	0,040	do.
59	1225	1,22	2,66	0,69	0,47	0,274	0,037	in getrocknete Gussformen gegossen.
60	1230	1,20	2,90	0,75	0,66	0,248	0,030	in grünen Sand gegossene Walze.
61	1240	0,17	3,57	0,09	0,43	0,272	0,042	do.
62	1140	1,95	1,28	11,64	0,98	—	—	Ungeschmolzenes Ferrosilicium Nr. 5 in Coquillen gegossen.
63	1140	1,81	1,36	11,70	1,00	—	—	Ungeschmolzenes Ferrosilicium Nr. 5, in grünen Sand gegossene Walze.

Nr.	Geb. C %	Graphit %	Bruch	Schmelzpunkt in °C.	Bemerkungen
57	1,60	3,16	grau	1210	aus derselben Gusspfanne
49	4,67	0,03	weiss	1095	
58	1,57	2,90	grau	1230	" " "
50	4,20	0,20	weiss	1090	
60	1,20	2,90	grau	1230	" " "
52	3,90	0,16	weiss	1095	

Legierungen und Stahl.

Nr.	Schmelzpunkt in °C.	C %	*Si* %	*Mn* %	*Cr* %	*Wo* %	Bemerkungen
64	1340	1,18	0,21	0,49		—	Stahl.
65	1290	1,32	0,21	1,27	3,40	6,21	
66	1250	[illegible]	—	—	—	39,02	Wolframeisen.
67	1225	—	—	—	—	11,84	
68	1235	5,02	1,65	81,40	—	—	Ferromangan.
69	1210	6,48	0,14	44,59	—	—	
70	1315	6,80	—	—	62,70	—	Ferrochrom.
71	1220	6,40	—	—	19,20	—	
72	1240	1,20	—	—	19,10	—	
73	1195	1,40	—	—	5,40	—	

Ferrosilicium und Silicospiegel.

Nr.	Schmelzpunkt in °C.	Geb. *C* %	Graphit %	*Si* %	*Mn* %
43	1200	3,38	0,37	12,30	16,98
44	1120	1,82	0,47	12,01	1,38
45	1145	2,17	0,72	10,96	1,38
46	1185	1,35	1,60	9,40	0,32
47	1175	1,57	1,36	8,93	0,39
48	1190	1,77	1,80	4,96	0,39

Die Schmelzpunktsbestimmungen wurden in folgender Weise mittels eines Le Chatelier-Pyrometers durchgeführt: Es wurde ein Miniatur-Herberz-Ofen benutzt, welcher sich vorzüglich für geringe Durchmesser bewährt. Gerade unter der Füllthüre, welche bei Nichtbenutzung geschlossen gehalten werden muss, wurde ein Loch durch die Wand gebrochen, welches zur Einführung der Probestücke und des Pyrometers diente. Nachdem für längere Zeit ausreichender Kokes aufgehäuft war, wurde ein Stück Roheisen von vollem Querschnitte und von ungefähr 5 Zoll Länge durch das Loch in die glühende Masse hineingetrieben und mit derselben sorgfältig umgeben, worauf die Öffnung mit einem Ziegel verschlossen wurde. Als das Eisen rotglühend geworden war, wurde der Verschlussziegel entfernt und hierauf das Pyrometer eingeführt und gegen die Mitte des Eisenstückes gepresst, von wo auch die Bohrspähne für die Analyse genommen waren. Die von dem Pyrometer angezeigte Temperatur stieg im Anfange schnell, dann langsamer, und blieb beständig, während das Eisen langsam schmolz. So wie aber die Spitze vom Eisen entblösst war, hob sich die Temperatur plötzlich und stieg bis über 1425° C., den höchsten Registrierpunkt des Galvanometers, hinauf. Auf diese Weise wurden sämtliche Resultate erzielt, die in den oben angeführten Tabellen zusammengestellt sind.

Im allgemeinen wurden folgende Beobachtungen gemacht: Die weissen Eisensorten behielten ihre Form, flossen von den Seiten und von unten leicht ab und zeigten eine glatte Oberfläche. Die grauen Eisensorten wurden weich, fielen stückweise ab und zeigten eine rauhe Oberfläche. Ferromanganproben wurden weich und teigig und zeigten eine kittähnliche Beschaffenheit, bevor sie abflossen. Dagegen zeigte Wolframeisen ein höchst sonderbares

Verhalten. Während des Schmelzens verhielt es sich wie weisses Eisen, lief dann aber, anstatt schnell zu erstarren, wie Quecksilber in dünnen Strömen durch den Kokes und erstarrte erst, nachdem es in einem Pfuhl in der unten vorgesehenen Sandpfanne zusammengeronnen war.

Es ist klar, dass das Schmelzgut bei dieser Behandlung aus den umgebenden Kokes Kohlenstoff aufnehmen und somit bei einer niederen Temperatur schmelzen wird, als vermöge seiner Zusammensetzung der Fall sein sollte.

Eine Vergleichung der Proben Nr. 57 und 49, 58 und 50, sowie 60 und 52, welche bei gleicher Zusammensetzung nur im Gehalte an gebundenem Kohlenstoffe, resp. an Graphit variieren, zeigt, dass dem höheren Gehalte an gebundenem Kohlenstoff durchwegs ein niederer Schmelzpunkt entspricht. Weiter aber zeigt sich auch, dass der Schmelzpunkt der graphitreicheren Proben sehr bedeutend tiefer liegt als dem Gehalte an gebundenem Kohlenstoffe entsprechen würde, was wohl darauf zurückzuführen ist, dass das Metall noch unter seinem Schmelzpunkte sehr erhebliche Mengen Graphit auflöst, wodurch sein Schmelzpunkt sinkt. Diese Menge des vor dem Schmelzen aufgenommenen Kohlenstoffes liesse sich übrigens unter Benutzung der früher gegebenen Formel annähernd berechnen. Jedenfalls kommt hierbei aber auch eine gewisse Menge Kohlenstoff aus dem Brennmateriale zur Aufnahme (siehe oben).

Über die latente Schmelzwärme von kohlenstoffhaltigem Eisen liegen nur folgende beide Beobachtungen von Gruner vor:

Gusseisen, weiss	. . . . .	33 Kalorien
„ grau	. . . . .	23 „

Viertes Kapitel.

Kritische Punkte.

Die kritischen Punkte des Eisens erleiden durch das Auftreten von Begleitstoffen ganz analoge Veränderungen wie der Schmelzpunkt.

Der Einfluss des Kohlenstoffes auf die Lage der kritischen Punkte ist aus Fig. 9, Tafel IV, ersichtlich.

Die Gleichgewichtskurven, welche in den festen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen auftreten, scheinen im allgemeinen geradlinig zu verlaufen. Sie sind durch die folgenden Punkte festgelegt:

Abscheidung von β-Eisen:

0,00 % Kohlenstoff . . . . 890° C.
0,35 % „ . . . . 770° „

Umwandlung von β-Eisen in α-Eisen . . 770° C.

Abscheidung von α-Eisen:

0,35 % Kohlenstoff . . . . 770° C.
0,86 % „ . . . . 690° „

Umwandlung von Martensit in Perlit . . 690° C.

Abscheidung von Cementit.

Sie findet wahrscheinlich längs zweier gerader Linien statt, die durch die Punkte

0,86 % Kohlenstoff . . . . 690° C.
1,12 % „ . . . . 895° „
1,40 % „ . . . . 955° „

fixiert sind.

Hieraus ergeben sich für die fraglichen Gleichgewichtszustände folgende Gleichungen:

Abscheidung von β-Eisen:

$$t = 890 - 342{,}86\ ^0\text{C}.$$

Abscheidung von α-Eisen:

$$t = 824{,}9 - 156{,}86\ ^0\text{C}.$$

(824,9 °C. ist dann die Temperatur, bei welcher sich γ-Eisen unmittelbar in α-Eisen umwandeln würde.)

Abscheidung von Cementit.

α) bei 0,86 bis 1,12 % Kohlenstoff:

$$t = 11{,}92 + 783{,}46\ ^0\text{C.};$$

β) bei mehr als 1,12 % Kohlenstoff:

$$t = 655 + 214{,}29\ ^0\text{C}.$$

Berechnen wir auch hier einzelne Punkte dieser Gleichgewichtskurven, so erhalten wir folgende Werte:

% C	Abscheidung von		
	β-Eisen °C.	α-Eisen °C.	Eisencarbid °C.
0,00	890,0	(824,9)	.
0,05	872,9	(817,0)	.
0,10	855,7	(809,2)	.
0,15	838,6	(801,4)	
0,20	821,4	(793,5)	.
0,25	804,3	(785,7)	.
0,30	787,1	(777,8)	.
0,35	770,0	770,0	.
0,40	.	762,2	
0,45	.	754,3	.
0,50	.	746,5	.
0,55	.	738,6	.
0,60	.	730,8	.
0,65	.	722,9	.
0,70	.	715,1	.
0,75	.	707,3	.
0,80	.	699,4	.
0,85	.	691,6	.
0,86	.	690,0	690,0
0,90	.	(683,7)	721,5
0,95	.	(675,9)	761,0
1,00	.	(668,0)	800,4
1,05	.	(660,2)	839,8
1,06	.	(656,0)	847,7
1,10	.	.	879,2
1,12	.	.	895,0
1,15	.	.	901,4
1,20	.		912,1
1,25	.	.	922,9
1,30	.	.	933,6
1,35	.	.	944,3
1,40	.	.	955,0
1,45	.	.	965,7
1,50	.	.	976,4
1,55	.	.	987,1
1,60	.	.	997,9
1,65	.	.	1008,6
1,70	.	.	1019,3
1,75		.	1030,3
1,80	.	.	1040,7
1,85	.	.	1051,4

Was nun den Einfluss anderer Elemente betrifft, so ist derselbe natürlich ebenfalls ganz analog jenem, den dieselben auf die Schmelzpunkte ausüben.

Dem Roberts-Austen'schen Gesetze zufolge bewirken jene Körper, welche ein grösseres Atomvolum als das Eisen besitzen, eine Erhöhung der Transformationspunkte des Eisens beim Ab-

kühlen und eine mehr oder weniger unvollständige Transformation beim Erwärmen und beschleunigen bei der Abkühlung den Übergang des Kohlenstoffes des Eisens in den gebundenen Zustand. So scheinen Chrom, Wolfram und Silicium eine Erhöhung der kritischen Punkte zu bewirken; sie würden also nach dieser Theorie das Metall weicher und schmiedbarer machen, also eine ähnliche Wirkung wie das Ausglühen ausüben.

Jene Elemente hingegen, deren Atomvolumen kleiner als die des Eisens sind, bewirken somit wie Mangan, Kupfer und Nickel eine mehr oder weniger lebhafte Härtung.

Aber die besonderen Einwirkungen fremder Körper, die Veränderungen, welche diese Elemente in der Molekularanordnung und in der Struktur des Metalles hervorrufen können, wirken manchmal dem Roberts-Austen'schen Gesetze entgegen. Auch ist es besonders schwer, jene Stahlsorten einzuordnen, deren besondere Eigenschaften durch das Auftreten bestimmter Verbindungen mit dem Eisen hervorgerufen werden, indem derartige Elemente entweder als solche im Zustande einfacher Lösung oder als bestimmte Verbindungen auftreten können. Dies gilt vom Chrom, Wolfram und Silicium und man glaubt, dass die fraglichen Verbindungen von einer bestimmten Temperatur an zu dissociieren beginnen.

Wenn also auch das Roberts-Austen'sche Gesetz nur bedingungsweise Geltung hat, so dürfte es doch nicht uninteressant sein, die Begleitstoffe des Eisens nach ihrem Atomvolum geordnet hier aufzuzählen. Es sind:

Kohlenstoff	Atomvolum	= 3,6
Bor	„	= 4,1
Nickel	„	= 6,7
Mangan	„	= 6,9
Kupfer	„	= 7,1
Eisen	„	= 7,2
Chrom	„	= 7,7
Wolfram	„	= 9,6
Aluminium	„	= 10,9
Silicium	„	= 11,2
Molybdän	„	= 11,3
Arsen	„	= 13,2
Phosphor	„	= 13,5
Schwefel	„	= 15,7

Wir wollen nun die Einwirkung einzelner Elemente auf die Lage der kritischen Punkte der Reihe nach besprechen.

Mangan.

Die Versuche Osmond's[1]) zeigen, dass ein wachsender Mangangehalt die Lage der kritischen Punkte schon in kohlenstoffärmeren, aber auch in kohlenstoffreichen Legierungen wesentlich herabsetzen.

C %	Si %	Mn %	Ar_3 °C.	Ar_2 (magnetische Transformation) °C.
0,29	0,06	0,27	685	800—715
0,32	0,05	0,50	664	760—690
0,42	0,03	1,00	648	725—690
0,46	0,007	1,08	643	720—643

Wie aus den vorstehenden Zahlen ersichtlich, wird der Punkt Ar_2 durch wachsenden Mangangehalt weit rascher herabgedrückt als Ar_1, so dass sich beide einander immer mehr nähern.

Thatsächlich ergiebt ein Vergleich von gewöhnlichem Stahl mit 0,30 % Kohlenstoff mit einem solchen, der bei gleichem Kohlenstoffgehalte 3,25 % Mangan und 0,18 % Silicium enthält, dass ersterer zwei kritische Punkte in der Nähe von 720° und von 700° besitzt, während letzterer nur einen einzigen in der Nachbarschaft von 400° gelegenen zeigt.

Bei mehr als 3,5 % Mangan tritt nur ein einziger Punkt, und zwar unter 400° C. auf. So fand Osmond die Lage des kritischen Punktes bei so manganreichen Stahlsorten wie folgt:

C %	Si %	Mn %	$Ar_{1, 2, 3}$
0,45	0,11	4	zwischen 300° und 200 °C.
0,32	0,26	5	unter 100 °C.

Solange der kritische Punkt oberhalb der gewöhnlichen Temperatur liegt, sind langsam erkaltete Manganstahle magnetisch; liegt derselbe oberhalb 400°, so können sie permanent magnetisch gemacht werden.

1) Compt. Rend. 1897, 1er semestre etc.

Bei 7 % Mangan liegt der kritische Punkt nahe der gewöhnlichen Temperatur und Stahle mit 12 % Mangan zeigen bis zur gewöhnlichen Temperatur keinen kritischen Punkt.

Fig. 41, Tafel XII, giebt eine graphische Darstellung des Zusammenhanges zwischen Mangangehalt und Lage der kritischen Punkte.

Hier mögen noch einige Angaben über Zusammensetzung und Lage der kritischen Punkte einiger Manganlegierungen mitgeteilt werden:

C %	*Si* %	*Mn* %	*P* %	*S* %	*Al* %	*Fe* %	Ar_1 °C.	Ar_2 °C.	Ar_3 °C.	Ac_1 °C.	Ac_2 °C.	Ac_3 °C.
0,10	0,37	1,29	0,02	0,02	0,03	98,17	626	626—775		722	722	—
4,80	0,80	16,79	0,098	—	—	77,51	—	—	—	—	—	—
5,00	0,43	48,95	0,11	—	—	45,51	—	—	—	—	—	—
5,10	0,71	80,96	0,065	—	—	13,16	—	—	—	—	—	—

(Erstere Angabe rührt von J. O. Arnold, die letzteren von F. Osmond her.)

Nickel.

Die Lage der kritischen Punkte ist bei nickelhaltigem Stahl beträchtlich niedriger als bei nickelfreiem mit gleichem Kohlenstoffgehalte und zwar um so niedriger, je grösser der Nickelgehalt wird. Osmond hat[1]) die Lage der kritischen Punkte einer Reihe von Hadfield'schen Nickelstahlproben ermittelt und mit denen von Kohlenstoffstahl mit 0,16 % Kohlenstoff wie folgt zusammengestellt:

Bezeichnung des Stahles	*Ni* %	Ar_3 °C.	Ar_2 °C.	Ar_1 °C.
Kohlenstoffstahl mit 0,16 % Kohlenstoff .	0	820	750	660
Nickelstahl A . . .	0,27	775—765	715—795	645—635
Nickelstahl B . . .	0,94	755—745	695—685	625—615
Nickelstahl C . . .	3,82	645—635		565—550
Nickelstahl D . . .	7,65	515—505		

1) Compt. Rend. T. 118, p. 533, 1894.

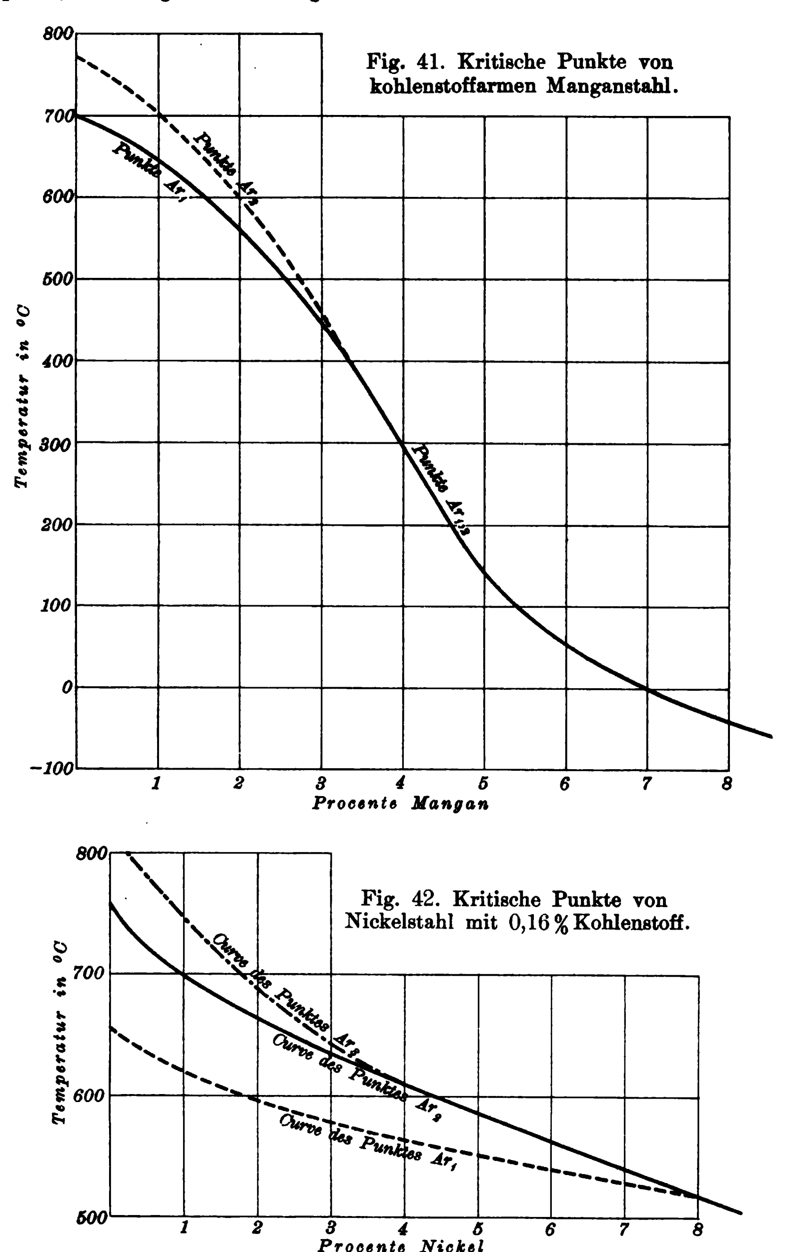


Fig. 41. Kritische Punkte von kohlenstoffarmen Manganstahl.

Fig. 42. Kritische Punkte von Nickelstahl mit 0,16 % Kohlenstoff.

Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig.



Diese Versuchsergebnisse sind in Fig. 42, Tafel XII, graphisch dargestellt. Die verwendeten Nickelstahlproben *A*, *B*, *C*, *D* hatten folgende Zusammensetzung:

Bezeichnung des Stahles	*C* %	*Si* %	*Mn* %	*Ni* %
A	0,19	0,31	0,79	0,27
B	0,13	0,23	0,72	0,94
C	0,19	0,20	0,65	3,82
D	0,17	0,28	0,68	7,65

Die Lage der kritischen Punkte sinkt also mit wachsendem Nickelgehalte, wobei sie sich einander beständig nähern, so dass bei etwa 8 % Nickel nur mehr ein einziger kritischer Punkt bei etwa 500° C. auftritt. Bei noch höheren Nickelgehalten sinkt die Lage dieses kritischen Punktes noch weiter; derselbe liegt:

für 10 % Nickel . . . . bei 350° C.,
„ 12 % „ . . . . wenig oberhalb 130° C.,
„ 19 % „ . . . . unter 100° C.,
„ 25 % „ . . . . bei 15° C.

Es ist hier am Platze darauf hinzuweisen, dass die beim Abkühlen oder Erwärmen von Nickelstahl auftretenden Umwandlungen nicht wie jene bei Kohlenstoffstahl gleich verlaufen, also umkehrbare oder reversible sind, sondern beim Anwärmen anders verlaufen als beim Abkühlen. Man bezeichnet solche Umwandlungen als nicht umkehrbare oder irreversible.

Chrom.

Die in der Industrie verwendeten Chromstahle enthalten zufolge ihrer Herstellungsarten immer erhebliche Mengen Kohlenstoff, welcher sowohl den Schmelzpunkt chromreicher Legierungen erniedrigt, als auch die Oxydation des Metalles bei den hohen, zum Schmelzen erforderlichen Temperaturen verhindert. Es ist daher schwierig, den unmittelbaren Einfluss von Chrom auf die Lage der kritischen Punkte dieser Legierungen zu ermitteln. Nach ihrer chemischen Konstitution zeigen die Chromstahle eine gewisse Ähnlichkeit mit den Kohlenstoffstahlen, wenn nur ihr Chromgehalt klein genug ist, um gänzlich in Form eines Eisenchrom-Doppelcarbides auftreten zu können.[1] Man kann daher vermuten, dass

1) Siehe Erster Teil, S. 232.

die Chromstahle auch kritische Punkte besitzen müssen, welche dem Kohlenstoffstahle analog sind, also auch einen Recaleszenzpunkt, welcher der Bildung eines eutektischen Gemenges von Ferrit und Doppelcarbid entspricht. Thatsächlich findet man bei den Chromstahlen kritische Punkte, welche den Umwandlungspunkten A_3, A_2 und A_1 entsprechen; aber die mikroskopische Untersuchung zeigt keinen Perlit, der aus abwechselnden Blättchen bestände, wie jener des Kohlenstoffstahles.

Nach den Untersuchungen von Osmond scheint der Punkt A_2 trotz verschiedener Kohlenstoffgehalte ziemlich unverändert zu bleiben, während die Lage des Punktes A_1 sehr beträchtlich erhöht wird.

Bei der Wichtigkeit, welche die Chrom-Nickelstahle in der Industrie gewonnen haben, wurde auch der Einfluss von Chrom auf Nickelstahl untersucht. Guillaume sowie Dumont haben gezeigt, dass Chrom bei irreversiblen Nickelstahlen mit weniger als 25 % Nickel den Punkt A_2 beträchtlich erniedrigt, bei reversiblem Nickelstahl mit weniger als 30 % Nickel aber anscheinend erhöht. Bei nickelreicheren Legierungen scheint eine entgegengesetzte Einwirkung einzutreten.

Wolfram.

Wolfram scheint die Lage der kritischen Punkte zu erhöhen. Besonders die Lage von Ar_3 nähert sich jenem des reinen Eisens und scheint bei höhern Gehalten zu verschwinden, indem er noch weiter (wahrscheinlich bis zum Erstarrungspunkte) steigt.

Bei den Chromstahlen haben die kritischen Punkte keine bestimmte feste Lage; dieselbe scheint vom vorhergehenden Verlaufe der Temperaturänderungen, sowie von der langsamen oder raschen Abkühlung abzuhängen. Dies gilt noch weit mehr von den Wolframstählen, bei welchen je nach den erwähnten Bedingungen die Lage der kritischen Punkte innerhalb sehr weiter Grenzen variieren kann. Nach Osmond ist die mit der Anfangstemperatur der Abkühlung sich ändernde Lage der kritischen Punkte ein qualitatives Kriterium für die Gegenwart von erheblichen Mengen Chrom oder Wolfram.

Osmond fand bei einem Wolframstahl von folgender Zusammensetzung:

	%
Wolfram	6,25
Kohlenstoff	0,42
Silicium	0,05
Schwefel	0,01
Phosphor	0,02
Mangan	0,28

nach der Abkühlung von 920° C. zwei kritische Punkte: den ersten zwischen 690 bis 680° C., den zweiten gegen 650° C. Wird der Stahl auf 1015° C. erhitzt, so bleibt der erste Punkt nahe unverändert (670 bis 660°), während der zweite auf 525° bis 515° fällt. Erhitzt man auf 1210° C., so verändert sich der erste Punkt nur sehr wenig (gegen 680°), während der zweite bis auf 500° herabsinkt. Der tiefere dieser beiden Punkte scheint einer ähnlichen Umwandlung zu entsprechen wie sie bei A_1 in Kohlenstoffstahlen auftritt. Wird der Stahl von einer oberhalb dieses Punktes liegenden Temperatur plötzlich abgekühlt, so zeigt er die Eigenschaften eines gehärteten Stahles, erfolgt das Abschrecken bei einer tiefer liegenden Temperatur, so bleibt der Stahl weich.

Diese Abhängigkeit der kritischen Punkte von der Anfangstemperatur der Abkühlung charakterisiert die irreversiblen Stahle.

Silicium.

Die unvermeidliche Gegenwart von Mangan im Siliciumstahl verhindert das Studium der Einwirkung des Siliciums auf die Lage der kritischen Punkte. Doch dürften die Kühlungskurven von Legierungen, welche im Verhältnisse zum Silicium nur wenig Mangan enthalten, im allgemeinen zu beurteilen gestatten, in welchem Sinne die kritischen Punkte durch die Gegenwart von Silicium verschoben werden.

In siliciumreichem Stahl steigt die Lage des Punktes A_3, indem sie sich jener im reinen Eisen nähert.

Je höher der Siliciumgehalt steigt, desto kleiner wird der Unterschied zwischen beiden und er verschwindet ganz, wenn der Siliciumgehalt 2 % erreicht. Das Silicium verzögert oder verhindert sogar manchmal die Umwandlung des Eisens während der Erwärmung.

Die Lage des Punktes A_2 wird nicht merklich beeinflusst; er sinkt von 730 bis 720° auf 710 bis 700° C.

Mit wachsendem Siliciumgehalte steigt die Lage des Punktes A_1, bis er mit A_2 zusammenfällt. Wenn der Siliciumgehalt von 0,2 auf 4,0 % wächst, so ändert sich die Lage von A_1 von 660 bis 650° auf 710 bis 700° C.

Weitere Angaben über den Einfluss fremder Elemente auf die Lage der kritischen Punkte enthält Kapitel 4 des Zweiten Buches dieses Teiles.

Fünftes Kapitel.

Spezifisches Gewicht, thermische Ausdehnung.

Die nachfolgenden Angaben über das spezifische Gewicht von Eisenlegierungen beziehen sich auf Lufttemperatur, und zwar ist die Dichte des Metalles nicht allein von seiner chemischen Zusammensetzung, sondern auch von der Art seiner vorhergehenden Behandlung (gehärtet oder ausgeglüht, gegossen oder bearbeitet) abhängig.

Kohlenstoff.

Das spezifische Gewicht des Eisens nimmt mit seinem Kohlenstoffgehalte ab, wie folgende Zahlen zeigen:

Kohlenstoff %	Spezifisches Gewicht des Blockes
0,529	7,841
0,649	7,829
0,841	7,824
0,871	7,818
1,005	7,807
1,079	7,805

Da das Eisen jedoch stets Porenräume enthält, sind derartige Dichtenangaben immerhin mit einiger Vorsicht aufzunehmen. Am besten ist es daher, nach dem Beispiele W. Thörner's,[1]) zur Dichtenbestimmung möglichst porenfreies Eisenpulver zu benutzen. Welche Unterschiede bei derartigen Bestimmungen zwischen dem spezifischen Gewichte des Stückes und jenem des Pulvers resultieren, zeigen folgende Zahlen:

1) Stahl u. Eisen 1886, S. 116.

Proben	Spezifisches Gewicht des		In 1 kg Eisen sind enthalten		Anmerkung
	Eisenpulvers	Eisenstückes	Poren cm^3	Eisen cm^3	
Gewöhnliches Gusseisen . .	7,142	7,042	2,000[1])	140,00	
Bessemerstahl für Schienen	7,812	7,722	1,500	128,00	
Thomasflusseisen	7,968	7,813	2,500	125,50	
Bessemerstahl für Lokomotiv-Bandagen	7,784	7,737	0,730	128,28	
Bessemerstahl für harte Schmiedeteile	7,983	7,908	1,230	125,23	
Thomasstahl	7,752	7,700	1,580	128,42	
Bessemerstahl für Schienen	7,921	7,826	1,530	126,24	
" " "	7,755	7,729	0,530	128,95	von einer
" " "	7,871	7,790	1,250	127,05	Charge.
Thomasstahl	7,931	7,757	2,800	126,10	

Beim Härten sinkt das spezifische Gewicht und wächst das Volumen, wie nachstehende Zahlen von Metcalf und Langley zeigen:

Härtungstemperatur	Spezifisches Gewicht bei einem Kohlenstoffgehalte von					
	0,529 %	0,649 %	0,841 %	0,871 %	1,005 %	1,079 %
Ingot	7,841	7,829	7,824	7,818	7,807	7,805
Gewalzte Stange, ungehärtet . .	7,844	7,824	7,829	7,825	7,826	7,825
Dunkle Rotglut	7,813	7,806	7,812	7,790	7,812	7,811
Rotglut	7,826	7,849	7,808	7,773	7,789	7,798
Helle Rotglut	7,823	7,830	7,780	7,758	7,755	7,769
Gelbglut	7,814	7,811	7,784	7,755	7,749	7,744
Weissglut	7,818	7,791	7,789	7,752	7,744	7,690

Ganz merkwürdig ist die Art, in welcher die Volumvergrösserung beim Härten erfolgt, indem Stäbe beim Härten in der Dicke und Breite zu-, in der Länge aber abnehmen, während Bleche nur in der Dicke zu-, hingegen in der Länge und Breite abnehmen.

So fand Caron die Abmessungen eines Stabes in Centimetern im kalten Zustande wie folgt:

1) Die mikroskopische Untersuchung eines geätzten Schliffes dieses gewöhnlichen Gusseisens ergab, dass sehr viele der vorhandenen Poren mit Schlacke ausgefüllt waren, wodurch sich die gefundene geringe Porosität und Dichte leicht erklärt.

	Vor dem Härten	Nach 10maligem Härten	Nach 20maligem Härten	Nach 30maligem Härten
Länge . .	20,00	19,50	18,64	17,97
Breite . .	0,94	0,96	0,97	1,00
Dicke . .	0,93	0,96	0,97	1,00

und die Abnahme des spezifischen Gewichtes vor dem Härten und nach 30maligem Härten von 7,817 auf 7,793.

Beim Anlassen nimmt das spezifische Gewicht wieder zu. So fand C. Fromme das Volum von Stäben von 4,2 mm Stärke nach dem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen wie folgt:

Roh	1,00000
Glashart	1,01000
Gelb angelassen	1,00495
Blau „	1,00060
Grau „	1,00425
Stark geglüht	1,00175

Silicium.

Silicium verringert zwar das spezifische Gewicht der Eisenlegierungen, macht das Eisen (in Stücken) jedoch dichter (blasenfrei), wie nachfolgende Beobachtungen Turner's zeigen:

Silicium %	Spezifisches Gewicht		Silicium %	Spezifisches Gewicht	
	im Stück	in Drehspähnen		im Stück	in Drehspähnen
0,19	7,560	7,719	2,96	7,258	7,279
0,45	7,510	7,670	3,92	7,183	7,218
0,96	7,641	7,630	4,74	7,167	7,170
1,37	7,555	7,473	7,83	7,128	7,138
1,96	7,518	7,350	9,80	6,978	6,924
2,51	7,422	7,388			

R. A. Hadfield[1]) teilt folgende Zusammenstellung mit, welche den Einfluss des Siliciums auf das spezifische Gewicht der Eisenlegierungen gleichfalls erkennen lässt:

---

1) Journ. Iron Steel Inst. 1889, II.

Zusammensetzung in %					Probe	Spezifisches Gewicht	Anmerkung
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*			
0,20	2,67	.	.	0,25	Ingot . . .	7,38	
0,20	2,67	.	.	0,25	Draht . . .	7,88	
0,25	4,49	.	.	0,36	Ingot . . .	7,54	
.	5,00	.	.	.	Ferrosilicium	7,00	
.	8,00	.	.	.	,,	6,943	
1,00	16,00	.	.	1,00	,,	5,303	zweifelhaft.
.	.	.	.	.	Gewöhnliches graues Roheisen . .	7,10	

Verfasser hat eine Reihe von im elektrischen Ofen dargestellten hochprozentigen Ferrosiliciumproben untersucht und die folgenden Resultate erhalten. Die vollständige Analyse eines Stückes ergab:

	%
Kohlenstoff	0,06
Silicium	21,62
Mangan	0,76
Phosphor	0,345
Schwefel	0,01
Eisen	77,15

Die spezifischen Gewichte des fein gepulverten Ferrosiliciums betrugen:

20,50	%	Silicium	spezifisches	Gewicht	= 6,34
21,62	,,	,,	,,	,,	= 6,40
22,34	,,	,,	,,	,,	= 6,50
22,93	,,	,,	,,	,,	= 6,54
23,02	,,	,,	,,	,,	= 6,53
24,20	,,	,,	,,	,,	= 6,49
25,15	,,	,,	,,	,,	= 6,34
26,82	,,	,,	,,	,,	= 6,26
28,21	,,	,,	,,	,,	= 6,17
29,62	,,	,,	,,	,,	= 6,10

Nickel.

Wicke und Wöhler fanden das spezifische Gewicht eines Meteoreisens mit

	%
Eisen	90,95
Nickel	8,01
Phosphor	0,64
	99,60

zu 7,12.

R. Hadfield[1]) macht folgende Angaben:

1) „Alloys of Iron and Nickel" (die vollständigen Analysen werden im Dritten Buche unter Festigkeit mitgeteilt werden).

Chemische Zusammensetzung		Spezifisches Gewicht	Chemische Zusammensetzung		Spezifisches Gewicht
C %	Ni %		C %	Ni %	
0,19	0,27	7,691	0,16	9,51	—
0,14	0,51	—	0,18	11,39	—
0,13	0,95	7,785	0,23	15,48	7,752
0,14	1,92	—	0,19	19,64	—
0,19	3,82	7,777	0,16	24,51	7,810
0,18	5,81	—	0,14	29,07	8,054
0,17	7,65	7,743	0,16	49,65	—

Mangan.

R. Hadfield[1]) verdanken wir folgende Angaben:

Beschreibung	Chemische Zusammensetzung			Spezifisches Gewicht	
	C %	Mn %	Fe %	Osmond	Hadfield
Originalprobe, unmagnetisch . .	1.08	12,52	—	7,81	7,806
Nach Entkohlung, sehr magnetisch	0,06	12,45	86,50	—	7,527

Chrom.

Über das spezifische Gewicht von Chrom-Eisenlegierungen teilt R. Hadfield[2]) folgendes mit:

Chemische Zusammensetzung		Spezifisches Gewicht	Chemische Zusammensetzung		Spezifisches Gewicht
C %	Cr %		C %	Cr %	
0,07	0,22	7,777	2,12	16,74	7,595
0,14	0,57	7,759	4,00	8,30	7,597
0,21	1,51	7,740	5,00	28,00	6,954
0,77	5,19	7,712	6,00	44,00	6,814
1,27	11,13	7,675	6,47	66,00	7,000

Aluminium.

Angaben von R. Hadfield:[3])

Chemische Zusammensetzung in %						Spezifisches Gewicht
C	Si	S	P	Mn	Al	
0,20	0,12	—	—	0,11	0,61	7,781
0,17	0,10	—	—	0,18	0,72	7,755
0,21	0,18	—	—	0,18	1,60	7,6237
0,24	0,18	—	—	0,32	2,24	7,554
0,26	0,33	0,08	0,03	0,25	9,14	6,6726

1) Journ. Iron Steel Inst. 1894, I.
2) „Alloys of Iron and Chromium“.
3) Journ. Iron Steel Inst. 1890, II.

Zum Schlusse mögen noch einige Angaben über die spezifischen Gewichte verschiedener hier in Frage kommenden Stoffe mitgeteilt werden:

Reines Eisen . . . . . 7,85—7,88
Schmiedeeisen . . . . 7,79—7,85
Stahl . . . . 7,60—7,80
Weisses Gusseisen . . . 7,58—7,73
Graues „ . . . 7,03—7,13
Flüssiges Eisen . . . . 6,88 (Roberts und Wrightson 1881)
Mangan . . . . . . 7,14—7,21 (Breumer 1857)
„ $22^0/22^0$ . . . . 7,3921 (Glatzel 1889)
„ . . . . . . 7,231 (Bullock)
Nickel, gegossen . . . 7,3921 (Glatzel 1889)
„ Schwamm . . . 7,231 (Bullock)
Perlit 7,82
Martensit (gesättigt) . . 7,76
Eisencarbid . . . . . 7,07 (Moissan)
FeS . . . . 4,75—5,04 (Mittel = 4,84)
Cu_2S (künstlich) . . . 5,52—5,582 („ = 5,58)
CuS . . . . 3,8 —4,16 („ = 3,98)
MnO 5,091
MnS 4,00

Hieran reihen sich noch folgende Angaben von J. O. Arnold:[1])

Legierung	Dominierendes Element %	*C* %	*Mn* %	*Si* %	*S* %	*P* %	*Al* %	*Fe* %	Spezifisches Gewicht
Eisen, gewalzt	99,87	0,04	0,02	0,03	0,02	0,02	0,00	99,87	7,8477
„ gegossen	99,82	0,08	0,01	0,04	0,03	0,02	0,00	99,82	7,8478
Nickel . . .	1,51	0,11	0,09	0,03	0,03	0,02	0,02	98,39	7,8538
Mangan . . .	1,29	0,10	1.29	0,37	0,02	0,02	0,03	98,17	7,8269
Kupfer . . .	1,81	0,10	0,08	0,04	0,02	0,02	0,03	97,90	7,8661
Chrom . . .	1,10	0,17	0,02	0,02	0,02	0,02	0,03	98,62	7,8486
Wolfram . .	1,41	0,08	0,14	0,02	0,02	0,02	0,02	98,29	7,9141
Aluminium . .	1,85	0,03	0,04	0,05	0,02	0,02	1,85	97,99	7,6756
Silicium . . .	1,94	0,08	0,11	1,94	0,02	0,02	0,06	97,77	7,7328
Arsen . . .	1,57	0,04	0,01	0,03	0,02	0,03	0,03	98,28	7,8690
Phosphor . .	1,36	0,07	0,02	0,03	0,02	1,36	0,03	98,47	7,7978
Schwefel . .	0,97	0,08	0,00 [2])	0,03	0,97	0,02	0,03	98,85	7,6903
Werkzeugstahl	1,35	1,35	0,28	0,08	0,02	0,02	0,04	98,21	7,8128

1) The physical influence of elements on iron. Journ. Iron Steel Inst. 1894, I.

2) Es ist interessant, dass der Schwefel jede Spur von Mangan entfernte.

Über die thermische Ausdehnung (Dilatation) der Eisenlegierungen liegen folgende ältere Angaben vor, die sich, wo nichts anderes angegeben, auf das Temperaturintervall 0° bis 100° C. beziehen:

Bezeichnung	Ausdehnungs-Koëffizient	Beobachter
Eisen, durch Wasserstoff reduziert	0,00001208	Fizeau.
Weiches Eisen	0,0000125833	Smeaton.
„ „	0,000011808	Danielle.
„ „ für Elektromagnet., bei 40°	0,00001210	Fizeau.
„ „ „ „ „ 50°	0,00001228	
„ „ geschmiedet	0,0000122045	Lavoisier und Laplace.
„ „ zu Draht gezogen	0,0000123504	
Eisendraht	0,0000144010	Troughton.
Eisen, zwischen 16 und 100°	0,00001387	Glatzel.
„ „ 0 „ 100°	0,00001182	Dulong et Petit.
„ „ 0 „ 300°	0,00001469	
Schmiedeeisen, gewalzt, zw. —45 und +100°	0,0000086	Andrews.
„ „ „ —18 „ +100°	0,0000114	
„ „ „ 100 „ 300°	0,0000133	
Engl. Huntsmanstahl bei 20°	0,00001018	Fizeau.
„ „ „ 30°	0,00001038	
„ „ „ 50°	0,00001077	
Bessemerstahl gewalzt, hart, zwischen —45 und 100°	0,0000085	Andrews.
„ hart, „ —18 „ 100°	0,0000101	
„ hart, „ 100 „ 300°	0,0000133	
„ angelassen, „ —45 „ 100°	0,0000093	
„ angelassen, „ —18 „ 100°	0,0000117	
„ angelassen, „ 100 „ 300°	0,0000159	
Harter Stahl bei 1000°	0,0000140	Le Chatelier.
Stahl, nicht gehärtet	0,0000107880	Lavoisier und Laplace.
„ gehärtet	0,0000107960	
„ „ und bis 65° angelassen	0,0000123956	
„ nicht gehärtet	0,0000115000	Smeaton.
„ gehärtet	0,0000122500	
„ nicht gehärtet	0,0000111000	Roy.
„ „ „	0,0000118990	Troughton.
„ „ „	0,000010750	Elicot.
„ „ „	0,000010040	Berthoud.
„ gehärtet	0,000013715	
„ nicht gehärtet	0,000011600	Leduc.
„ „ „	0,000011301	Struve.
„ steirischer, nicht gehärtet	0,000011520	Horner.
„ von Schaffhausen, nicht gehärtet	0,000011120	
„ Huntsmanstahl, „ „	0,000010740	
Franz. Gussstahl, ausgeglüht bei 40°	0,00001101	Fizeau.
„ „ ausgeglüht „ 50°	0,00001113	
„ „ gehärtet bei 40°	0,00001322	
„ „ gehärtet „ 50°	0,00001363	
Engl. „ ausgeglüht bei 40°	0,00001095	
„ „ ausgeglüht „ 50°	0,00001110	
Gusseisen, grau bei 40°	0,00001061	
„ „ „ 50°	0,00001075	
„ „ „ 100°	0,0000175	Le Chatelier.

Während diese Angaben für den Einfluss des Kohlenstoffes keine deutliche Gesetzmässigkeit erkennen lassen, zeigen dieselben doch, dass der Ausdehnungs-Koëffizient des gehärteten Stahles erheblich grösser ist als jener des ausgeglühten oder naturharten.

Erst die Untersuchungen von H. Le Chatelier und Chantepie[1]) über die Ausdehnung von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen bei niederen, mittleren und hohen Temperaturen haben ein klares Licht auf den Einfluss des Kohlenstoffes geworfen.

Für niedere Temperaturen (unter A_1) erhielten sie bei einem Flusseisen mit

0,057 % Kohlenstoff,
0,13 % Mangan,
0,05 % Silicium,

folgende Ausdehnungen, welche sich auf 100 mm ursprüngliche Länge und ein Temperaturintervall von 100° C. beziehen:

Temperatur in ° C.	Verlängerung in mm	Wahrer Ausdehnungs-Koëffizient
100	0,110	0,000011
200	0,230	0,000012
300	0,360	0,000013
400	0,500	0,000014
500	0,650	0,000015
600	0,810	0,000016
700	0,975	0,0000165
800	1,125	0,000013

Versuche mit Stahl ergaben fast genau dieselben Resultate. Die benutzten Stahlsorten hatten die folgende Zusammensetzung:

Zusammensetzung	I. %	II. %	III. %	IV. %	V. %	VI. %
Kohlenstoff	0,205	0,49	0,75	0,80	0,84	1,21
Mangan	0,150	0,24	0,15	0,15	0,24	0,24
Silicium	0,080	0,05	0,06	0,06	0,14	0,14

1) Compt. Rend., 7. August 1899.

Die Resultate dieser Untersuchungen sind in folgender Tabelle zusammengestellt:

Temperatur in ° C.	Ausdehnung des Eisens für 100° Temperaturzunahme bei einem Kohlenstoffgehalte von						
	0,06 %	0,205 %	0,49 %	0,75 %	0,80 %	0,84 %	1,21 %
0	—	—	—	—	—	—	—
100	0,11	0,11	0,11	0,11	0,11	0,11	0,105
200	0,23	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22
300	0,36	0,35	0,35	0,35	0,35	0,35	0,35
400	0,50	0,405	0,405	0,405	0,405	0,405	0,50
500	0,65	0,64	0,64	0,64	0,64	0,64	0,64
600	0,81	0,81	0,81	0,81	0,81	0,81	0,80
700	0,975	0,975	0,975	0,975	0,975	0,975	0,96

Alle Eisen- und Stahlsorten besitzen demnach anscheinend denselben Ausdehnungs-Koëffizienten, und zwar:

Wahrer Ausdehnungs-Koëffizient = 0,000011 bei gewöhnlicher Temperatur,
„ „ „ = 0,000017 „ 758° C.,
Mittlerer „ „ = 0,000014 zwischen 0° und 758° C.

Die Änderung mit der Temperatur scheint gleichmässig zu erfolgen, so dass wir für den wahren Ausdehnungs-Koëffizienten die Formel:

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha_0 + 0{,}000000008\, t$$
$$= 0{,}000011 + 0{,}000000008\, t$$

aufstellen können.

Bei hohen Temperaturen, d. h. oberhalb der kritischen Zone, wächst der Ausdehnungs-Koëffizient mit dem Kohlenstoffgehalte:

Kohlenstoff % =	0,05	0,2	0,8	1,2
$\frac{d\alpha}{dt}$ . . . . =	0,000015	0,000017	0,000022	0,000029

Innerhalb der kritischen Zone endlich findet eine Zusammenziehung statt, die anscheinend bei 0,8 % Kohlenstoff ein Minimum erreicht und von diesem Gehalte an nach beiden Seiten wächst:

Kohlenstoff %	0,05	0,2	0,5	0,8	1,21
Mittlere Umwandlungstemperatur .	840°	768°	728°	730°	725°
Zusammenziehung in %	0,26	0,23	0,21	0,08	0,10

Die Grössen dieser Zusammenziehung sind sehr unregelmässig; sie wechseln von einem Versuche zum andern und werden häufig von Ausdehnungen begleitet, welche den Betrag der Zusammen-

ziehung vermindern. Ein grosser Teil dieser Anomalien lässt sich aus der Annahme erklären, dass der Wechsel das Gesamtergebnis aus zwei entgegengesetzten Vorgängen sei, von denen der eine hinter dem anderen mehr oder weniger zurückbleiben kann, nämlich der molekularen Umwandlung des Eisens, die mit einer Zusammenziehung um 0,26 % verbunden ist, und der Auflösung des Eisencarbides in diesem umgewandelten Eisen. Diese Auflösung wird von einer Ausdehnung begleitet, deren Grösse für einen Gehalt von nahe 0,9 % Kohlenstoff gleichfalls 0,26 % betragen kann.

Weitere Versuche Le Chatelier's, welche jedoch erst auszugsweise veröffentlicht wurden,[1]) lassen diese Vorgänge in einem viel klareren Lichte erscheinen.

Erwärmt man nämlich einen ausgeglühten Stahl mit etwa 0,8 % *C*, so dehnt er sich regelmässig aus, bis bei etwa 700° C. eine plötzliche Volumsverminderung (um etwa 0,1 %) eintritt. Nun folgt eine schwache, und bei einer höchstens 50° höheren Temperatur eine plötzliche Ausdehnung, so dass ungefähr das gleiche Volum wie vor der plötzlichen Zusammenziehung erreicht wird. Von nun an schreitet die Ausdehnung wieder regelmässig fort. Bei der Abkühlung treten die umgekehrten Erscheinungen ein.

Nun hat die mikroskopische Untersuchung ergeben, dass das Metall vor der plötzlichen Volumsabnahme nur aus Perlit, nach der plötzlichen Volumssteigerung nur aus Martensit, im Minimum des Volums zwischen plötzlicher Kontraktion und plötzlicher Ausdehnung aber der Hauptmasse nach aus Troostit besteht.

Hieraus lässt sich ein Schluss auf die Natur des Troostites ziehen. Der Perlit besteht bekanntlich aus einem mikroskopischen Gemenge von Ferrit (nahe reinem Eisen) und Cementit (Eisencarbid). Beim kritischen Punkte verwandelt sich derselbe in Troostit, der eine homogene Masse, also offenbar eine feste Lösung, wahrscheinlich von Cementit in Ferrit darstellt, und hierbei tritt, wie dies beim Lösungsprozesse häufig der Fall ist, eine Volumsverminderung ein. Die nachfolgende plötzliche Volumausdehnung entspricht offenbar dem Übergange von Troostit in Martensit und lässt sich durch einen Zerfall der Cementit-

1) Bull. de la société d'encouragement 1900.

Moleküle erklären, sei es, dass dieselben in Eisen und Kohlenstoff zerfallen, oder, was wahrscheinlicher ist, da sonst für die Natur des bei noch höherer Temperatur auftretenden Austenites nicht leicht eine Erklärung zu geben wäre, dass sich derselbe nun depolimerisiert.

Nach dieser Ansicht wäre der Martensit eine feste Lösung von Eisencarbid (nach E. D. Campbell wahrscheinlich $C_2 Fe_6$) in Eisen, die sich bei der Abkühlung unter Polymerisation des gelösten Carbides (vielleicht Bildung von $Fe_9 C_3$) in Troostit umwandelt. Da zufolge dieses Vorganges die Zahl der gelösten Moleküle sich verringert, kann hierbei das Volum eine plötzliche Verkleinerung erfahren. Bei weiter sinkender Temperatur wird das Eisencarbid aus seiner festen Lösung (dem Troostite) abgeschieden, wodurch Volumvergrösserung eintritt. Möglicherweise geht dieser Vorgang mit einer neuerlichen Polymerisation des Eisencarbides (Bildung von $C_4 Fe_{12}$) Hand in Hand.

Der Vollständigkeit halber wollen wir noch eine frühere Arbeit Le Chatelier's[1]) über diesen Gegenstand erwähnen. Er wollte nämlich die Volumsänderungen studieren, welche bei den die kritischen Punkte A_1, A_2 und A_3 verursachenden Umwandlungen eintreten. Die Ergebnisse seiner damaligen Untersuchungen sind kurz folgende:

Er fand schon damals, dass bei der durch den Punkt A_1 bezeichneten Umwandlung nicht bloss eine einfache Volumsänderung Platz greift, wie dies beim Schmelzen oder Auflösen von Körpern gewöhnlich der Fall ist, und dass die Ausdehnung zu beiden Seiten dieses Umwandlungspunktes einem gleichförmigen Gesetze folge, sondern dass bei dem fraglichen Punkte zwei entgegengesetzt verlaufende Volumsänderungen hintereinander eintreten, die sich bei einem Stahl mit etwa 0,90 % Kohlenstoff nahezu kompensieren.

Die nachfolgende Tabelle enthält seine Ergebnisse zweier Versuche mit solchem Stahl, wobei die Ausdehnung in Millimetern für 100 mm ursprüngliche Länge angegeben ist:

---

1) Compt. Rend., 31. Juli 1899.

Temperatur °C.	Ausdehnung 1. Versuch	2. Versuch
315	—	0,35
500	—	0,63
600	0,82	—
690	—	0,93
760	1,05	—
775	0,96	1,06
800	1,00	0,98
830	1,12	—
850	—	1,14
860	1,20	—
900	—	1,25
950	1,34	—

Das Maximum dieser Veränderung beträgt 0,115 mm, also doppelt so viel, als Svedelius[1]) bei seinen Versuchen erhielt. Dies erklärt sich jedoch daraus, dass bei letzterem die Erhitzung sehr schnell, bei Le Chatelier aber ausserordentlich langsam erfolgte.

Die dem Punkte A_2 entsprechende Umwandlung liess nach Le Chatelier's Untersuchungen keine Volumsänderung erkennen, sie kann daher keinesfalls mehr als 0,01 mm auf 100 mm Länge betragen.

Die dritte Umwandlung (bei A_3), die bei elektrolytischem Eisen scharf markiert auftritt, bietet einige unerklärliche Anomalien, die schon zu der Vermutung geführt haben, dass diese Zustandsänderung mit der Gegenwart von Wasserstoff oder Schwefel zusammenhänge. Auch bei seinen Dilatationsbestimmungen fand Le Chatelier solche Anomalien, indem die Resultate in einer Weise schwanken, die gegenwärtig keine Erklärung zulässt. Folgende Zahlen wurden mit einer 0,05 % Kohlenstoff enthaltenden Eisenprobe gewonnen:

Gas, in welchem das Metall erwärmt wurde	Umwandlungstemperatur	Längenänderung
1. Versuch:		
Luft	840—930°	0,25 mm
Reiner Wasserstoff	900—970°	0,26 „

1) Phil. Mag. 96, 1898.

Gas, in welchem das Metall erwärmt wurde	Umwandlungstemperatur	Längenänderung
	2. Versuch:	
Gewöhnlicher Wasserstoff	840— 860°	0,26 mm
„ „	900—1000°	0,25 „
Luft	950—1025°	0,20 „
Gewöhnlicher Wasserstoff	925— 975°	0,14 „

Um dieses eigentümliche Verhalten zu erklären, sind noch viele eingehende Untersuchungen erforderlich; doch hält es Le Chatelier nicht für unmöglich, dass hier eine doppelte Schmelzbarkeit vorliegen könne, wie sie von Lehmann und Tammann beim Selen entdeckt wurde. Das krystallinische Selen ist nämlich zwischen 60 und 214° C. stabil, während ausserhalb dieser Temperaturgrenzen das amorphe oder flüssige Selen stabil sind.

Noch müssen die neuesten Beobachtungen von L. Holborn und A. Day[1]) erwähnt werden, welche bis 500° C. gelten und für die Ausdehnung folgende Werte geben:

Schmiedeeisen:

$$\lambda = (11\,705\, t + 5{,}254\, t^2)\, 10^{-9}$$

Kohlenstoffreicher Stahl:

$$\lambda = (9173\, t + 8{,}336\, t^2)\, 10^{-9}.$$

Schon früher hat Benoit für die Längenausdehnung eines langsam gekühlten Stahles, bezogen auf Wasserstoffthermometer, die für 0 bis 80° C. giltige Formel:

$$\lambda_t = \lambda_0 (1 + \alpha t + 6 + {}^2)$$

aufgestellt, in welcher

$$\alpha = 0{,}000\,010\,354 \text{ bis } 0{,}000\,010\,457,$$
$$\beta = 0{,}00\,000\,000\,523 \text{ bis } 0{,}00\,000\,000\,520,$$

zu setzen ist, so dass der mittlere Ausdehnungs-Koëffizient

0,000 010 877 bis 0,000 010 977

beträgt.

Ein vom Verein zur Beförderung des Gewerbfleisses[2]) eingesetzter Ausschuss untersuchte die Wärmeausdehnung von Eisennickellegierungen. Er gelangte zu dem Ergebnisse, dass die

1) Ann. Phys. 1901, 4, p. 104.
2) Verh. d. Ver. z. Bef. d. Gewerbfl. 1896.

Ausdehnung des gegossenen Materiales mit wachsendem Nickelgehalte bis zu 16 % abnahm, beim 98 prozentigen Nickel aber grösser war als bei annähernd reinem Eisen.

		I. %	II. %	III. %	IV. %
Chemische Zusammensetzung	*Fe*	99,59	95,81	84,12	0,33
	Ni	0,05	3,98	15,59	98,39
	Co	0,01	0,07	0,13	1,09
	Cu	0,06	0,06	0,06	0,07
	Mn	0,05	0,02	—	—
	Mg	0,01	0,03	0,01	0,12
	Al	0,06	0,04	0,07	—
	Si	0,04	0,05	0,05	0,10
	S	0,02	0,02	0,02	Spur
Ausdehnung in Mikromillimetern per 1 m um 1° C.		11,56 ± 0,02 + (0,0056 ± 0,0015) t	10,90 ± 0,02 + (0,0056 ± 0,0015) t	10,30 ± 0,05 + (0,0056 ± 0,0015) t	12,61 ± 0,07 + (0,0056 ± 0,0015) t
Unterschied, bezogen auf reines Eisen		—	— 5,7 %	— 10,9 %	— 10,1 %

Wedding berichtet[1]) über einen Nickelstahl, welcher sich beim Abkühlen ausdehnt. Derselbe besitzt folgende Zusammensetzung:

	%
Gesamtkohlenstoff	0,18
Graphit	0,00
Nickel	23,90
Kobalt	0,27
Kupfer	0,10
Silicium	0,11
Mangan	0,43
Schwefel	Spur
Phosphor	Spur

Sehr interessant sind die Untersuchungen von Ch. Ed. Guillaume[2]) über die durch Temperaturänderungen hervorgebrachten Änderungen des Volums irreversibler Nickelstahle.

1) Verh. d. Ver. z. Bef. d. Gewerbfl.

2) Compt. Rend. 17. Juli 1899.

Eine Stahlstange mit 15 % Nickel wurde bis zur beginnenden Rotglut erhitzt und dann langsam erkalten lassen; sie ergab (Fig. 43, Tafel XIII):

1. Bis zu einer Temperatur von 130° C. eine der Temperaturabnahme proportionale Zusammenziehung während der Abkühlung;
2. unter 130° C. eine der Temperaturabnahme gleichfalls proportionale Ausdehnung während der Abkühlung; der Ausdehnungskoëffizient betrug 0,00001047.

Die Beziehungen zwischen Dilatation und Temperatur bei der Abkühlung lassen sich durch die Kurven *ABC* (Fig. 43, Tafel XIII) darstellen. Wenn man nun die Abkühlung beispielsweise in dem durch den Punkt *D* dargestellten Momente unterbricht und den Stahl von hier aus neuerdings erhitzt, so erfolgen während dieser Wiedererwärmung die Volumsänderungen des Stahles nicht längs der Kurve *DBA*, sondern längs der nahezu geraden Linie *DE*, welche etwas weniger geneigt ist als *AB* und letztere Linie im Punkte *M* schneidet.

Geht man mit der Erwärmung bis zum Punkte *M* und lässt wieder erkalten, so folgt die Abkühlung neuerdings den Linien *ABD*. Hätte man jedoch nicht bis zu dem Punkte *M* wieder erhitzt, so wäre die Abkühlung, entsprechend dem Vorgange bei der Erwärmung, längs der Linie *ED* erfolgt. Ist in diesem Falle die Temperatur, von welcher die Wiedererhitzung begann, genügend tief, so kann es bei Stahl mit 15 % Nickel und noch mehr bei solchen mit 24 % Nickel vorkommen, dass die Abkühlung längs der Linien *ED* noch über *D* hinaus bis D_1 (Fig. 44, Tafel XIII) fortschreitet, dass aber dann eine plötzliche Ausdehnung (bis D_2) stattfindet, so dass die Kurve *BC* erreicht wird, längs welchen die Abkühlung dann weiter fortschreitet. Es ist dies eine Erscheinung, welche sich einigermaassen mit der Überkaltung geschmolzener Körper (Erster Teil, S. 48) vergleichen lässt.

Sechstes Kapitel.

Spezifische Wärme, Wärmeleitung, elektrisches Leitungsvermögen.

Die spezifische Wärme des Eisens steigt mit seinem Kohlenstoffgehalte, aber auch mit der Temperatur, wie nachfolgende Beobachtungen Byström's zeigen.

Temperatur in °C.	Wahre spezifische Wärme		
	Reines Eisen	Gussstahl	Roheisen
0	0,111641	0,11782	0,12768
50	0,112359	0,11850	0,12830
100	0,113795	0,11986	0,12954
150	0,11595	0,12190	0,13140
200	0,118821	0,12462	0,13388
250	0,122410	0,12802	0,13698
300	0,126719	0,13211	0,14070
1400	0,403149	—	—

Weiter liegen noch folgende Angaben vor:

Bezeichnung	Spezifische Wärme	Beobachter
Eisen, bei 0°	0,1050	
" " 50°	0,1107	Lorenz.
" " 75°	0,1136	
" " 15°	0,1091	
" " 100°	0,1151	Naccari.
" " 200°	0,1249	
" " 300°	0,1376	
" zwischen 0 und 100°	0,11302	Tomlinson.
" " 15 " 100°	0,1152	
" " 15 " 200°	0,1213	Nichol.
" " 15 " 300°	0,1275	
" bei 500°	0,17645	
" " 700°	0,32431	Pionchon.
" " 720 bis 1000°	0,218	
" " 1000 " 1200°	0,19887	
Schmiedeeisen, zwischen 4 und 27°	0,108079	Pettersson und Hedelius.
Mangan, etwas *Si*-haltig	0,1217	Régnault.
Nickel, zwischen 14 und 97°	0,10916	
" bei 100°	0,11283	
" " 300°	0,14029	
" " 500°	0,12988	Pionchon.
" " 800°	0,1484	
" " 1000°	0,16075	

Bezeichnung	Spezifische Wärme	Beobachter
Eisen	0,126	Wilke.
"	0,1269	Crawford.
"	0,143	Irvine.
" zwischen 0 und 100°	0,1098	Dulong und Petit.
" " 0 " 200°	0,1150	
" " 0 " 300°	0,1218	
" " 0 " 350°	0,1255	
" " 19 " 98°	0,11352	Régnault.
" bei Rotglut	0,11380	
Gussstahl	0,11848	
Gusseisen	0,12728	
Weisses Roheisen	0,12983	
Eisen, zwischen 15 und 100°	0,1123	Béde.
" " 16 " 142°	0,1153	
" " 20 " 274°	0,1233	

Für die Änderung der spezifischen Wärme mit der Temperatur wurden folgende Gleichungen aufgestellt:

Eisen.

Nach Dulong und Petit:

$$\text{wahre spezifische Wärme} = 0{,}1062 + 0{,}000056\,t + 0{,}00000024\,t^2$$
$$\text{mittlere " "} = 0{,}1062 + 0{,}000028\,t + 0{,}00000008\,t^2$$

nach Byström:

$$\text{wahre spezifische Wärme} = 0{,}11164 + 0{,}00000718\,t + 0{,}0000001436\,t^2$$
$$\text{mittlere " "} = 0{,}11164 + 0{,}00000359\,t + 0{,}0000000479\,t^2$$

nach Pionchon:

mittlere spezifische Wärme

zwischen 0 und 660° $c = 0{,}11012 + 0{,}000025\,t + 0{,}0000000547\,t^2$

" 660 " 720° $c = 0{,}57803 - 0{,}001436\,t + 0{,}000001195\,t^2$

" 720 " 1000° $c = 0{,}218 - \frac{39}{t}$

" 1050 " 1160° $c = 0{,}19887 - \frac{23{,}44}{t}$

für Schmiedeeisen nach Weinhold:

$$c_{t_1 - t_2} = c_0 + \frac{\alpha}{2}(t_2 + t_1) + \frac{\beta}{3}\,\frac{(t_2^2 + t_1^2 + (t_2 + t_1)^2)}{2}$$

worin

$$c_0 = 0{,}105907$$
$$\alpha = 0{,}00006538$$
$$\beta = 0{,}000000066477.$$

Die spezifische Wärme des gehärteten Stahles scheint etwas höher zu sein als die des ausgeglühten. Régnault giebt hierüber folgende Zahlen:

	Ausgeglühter Stahl	Gehärteter Stahl
Spezifische Wärme zwischen mittlerer Lufttemperatur und 100° C. . .	0,1165	0,1175
Spezifisches Gewicht	7,8609	7,7982

Wärmeleitungsfähigkeit.

In einer ebenen Platte von 1 mm Dicke, deren beide Seiten eine Temperaturdifferenz von 1° C. besitzen, geht in einer Sekunde durch jeden Quadratmillimeter eine Wärmemenge, die man absolute Wärmeleitungsfähigkeit genannt hat und mit dem Buchstaben K bezeichnet. Als Maasseinheit für diese Grösse dient jene Wärmemenge, welche ein Milligramm Wasser von 0° auf 1° C. erwärmen kann, die also = 0,001 Grammkalorien ist.

Die absolute Wärmeleitungsfähigkeit verschiedener Eisensorten beträgt nun:

Material	Temperatur in ° C.	K	Beobachter
Eisen	—	16,38	Neumann.
„	oberhalb 0	15,87	Berget.
„	0	19,88	Ångström.
„	100	14,17	
„	0	16,65	Lorenz.
„	100	16,27	
Schmiedeeisen . . .	0	20,70	Forbes.
„ . . .	50	17,72	
„ . . .	100	15,67	
„ . . .	150	14,47	
„ . . .	200	13,57	
„ . . .	275	12,40	
„ . . .	39	14,85	H. Weber.
Stahl, hart	—	6,2	Kohlrausch.
„ weich . . .	—	11,1	
Puddelstahl	15	14,8	Kirchhoff und Hansemann.
Bessemerstahl . . .	15	9,64	
Puddelstahl	15	13,75	

Dieselbe scheint somit mit dem Kohlenstoffgehalte und mit dem Härten abzunehmen.

Die Änderung der absoluten Wärmeleitungsfähigkeit mit der Temperatur lässt sich durch die Gleichung

$$K_t = K_0\,(1 + a\,t)$$

ausdrücken. Die Werte des Temperaturkoëffizienten a für einige Eisensorten sind folgende:

Eisen . . . . $a = -0{,}0002282$ (Lorenz)
„ gewöhnlich, zwischen 0 und 300° $= -0{,}000011$ } Mitchell.
„ gekühlt, „ 0 „ 300° $= +0{,}000706$ }

Silicium, Mangan und Phosphor verringern das Wärmeleitungsvermögen des Eisens ebenso wie Kohlenstoff.

Elektrisches Leitungsvermögen.

Die elektrische Leitfähigkeit verschiedener Eisensorten, bezogen auf Quecksilber von 0 ° C. = 1, beträgt:

Substanz	Temperatur in ° C.	Leitungsfähigkeit	Beobachter
Eisen	0	8,3401	Siemens.
„	0	7,861	Benoit.
„	0—30	7,88	Berget.
„	0	9,685	Lorenz.
„	100	6,189	
„ elektrolytisch . . .	Zimmertemperatur	8,405	Kohlrausch.
„ „ . . .	rotglühend	0,8913	
„ „ . . .	gelbglühend	0,8196	
„ unmagnetisch . .	glühend	0,7949	
Schmiedeeisen, weich . .	—	7,6	
Stabeisen	0	7,732	Strouhal und Barus.
Gusseisen, hart	0	0,965	
„ weich	0	1,268	
Schmiedbares Gusseisen:			
Originalzustand . . .	0	3,867	
hart	0	3,465	
weich	0	2,438	
Stahl, glashart	0	2,065	
„ gelb angelassen . .	0	3,587	
„ hellblau „ . .	0	5,128	
„ weich	0	5,933	
„ hart	—	3,3	Kohlrausch.
„ weich	—	3,5	
„ geglüht	0	8,704	Benoit.
Puddelstahl	15	6,803	Kirchhoff und Hansemann.
„	15	6,569	
Bessemerstahl	15	4,060	
Gussstahldraht	18	4,8446	Deutsche Telegraphenverwalt.
Gussstahl	Zimmertemperatur	5,154	Kohlrausch.
„	rotglühend	1,096	
„	gelbglühend	0,901	
„	fast weissglühend	0,826	
Manganstahldraht, unmagnetisch, von Hadfield .	0	1,388	Fleming.
Nickel	0	7,374	Matthiessen und Vogt.

Wie man sieht, nimmt die Leitungsfähigkeit mit wachsendem Gehalte an Kohlenstoff (aber auch an Mangan und Phosphor), sowie mit steigender Temperatur ab. Gehärtetes Material besitzt eine kleinere Leitungsfähigkeit als ausgeglühtes.

Für die Änderung der Leitfähigkeit mit der Temperatur wurden folgende Gleichungen aufgestellt:

a) Eisen:

nach Cailletet und Bouty (zwischen —92 und 0°)
$k_t = k_0 (1 - 0{,}049\, t)$,
nach Dewar und Fleming (zwischen 0 und 100°)
$k_t = k_0 (1 - 0{,}00531\, t)$,
nach Tomlinson (zwischen 0 und 100°)
$k_t = k_0 (1 - 0{,}00513\, t + 0{,}000018177\, t^2)$,
nach Arndtsen (zwischen 5 und 156°)
$k_t = k_0 (1 - 0{,}0041304\, t + 0{,}0000117889\, t^2)$,
nach E. Lenz (zwischen 0 und 200°)
$k_t = k_0 (1 - 0{,}004720\, t + 0{,}000008467\, t^2)$,
nach Hopkinson
$k_t = k_0 (1 - 0{,}0048\, t)$ (bei gewöhnlicher Temperatur),
$k_t = k_0 (1 - 0{,}0018\, t)$ (bei 855°),
$k_t = k_0 (1 - 0{,}0067\, t)$ (über 855°),
nach Benoit (zwischen 100 und 860°)
$k_t = k_0 (1 - 0{,}004516\, t + 0{,}000001457\, t^2)$.

b) Stahl:

nach Benoit
α) zwischen 100 und 860°
$k_t = k_0 (1 - 0{,}004978\, t + 0{,}00001743\, t^2)$,
β) glashart, zwischen 10 und 35°
$k_t = k_0 (1 - 0{,}00161\, t)$,
γ) gelb angelassen, zwischen 10 und 35°
$k_t = k_0 (1 - 0{,}00280\, t)$,
δ) hellblau angelassen, zwischen 10 und 35°
$k_t = k_0 (1 - 0{,}00360\, t)$,
nach der Kommission der Brit. Assoc.
α) bei 230° angelassen, zwischen 13 und 100°
$k_t = k_0 (1 - 0{,}00267\, t)$,
β) ausgeglüht
$k_t = k_0 (1 - 0{,}00316\, t)$,
nach Strouhal und Barus, weich
$k_t = k_0 (1 - 0{,}00423\, t)$.

c) Gusseisen:

nach Strouhal und Barus, zwischen 23 und 100°
$k_t = k_0 (1 - 0{,}00129\, t)$.

d) Manganstahl von Hadfield:

nach Fleming

$k_t = k_0 \, (1 - 0{,}0012 \, t)$.

e) Nickel:

nach Dewar und Fleming, zwischen 0 und 100°

$k_t = k_0 \, (1 - 0{,}00500 \, t)$.

Der elektrische Leitungswiderstand eines Drahtes von 1 m Länge und 1 mm² Querschnitt beträgt nach älteren Angaben bei

Eisen, weich	0,111 Ohm
Gusseisen	0,943 „
„ schmiedbar	0,270 „
Stahl, hart	0,314 „
„ weich	0,157 „
Gussstahl	0,189 „
Nickel	0,118 „

Nach H. Le Chatelier[1]) wächst der elektrische Leitungswiderstand des Stahles fast genau proportional dem Kohlenstoffgehalte. Quadratische Stahlstücke von 7,87″ Länge und 0,39″ Seite wurden stundenlang bei 600° C. ausgeglüht. In der folgenden Tabelle sind die Widerstände in Mikroohm-Kubikcentimetern angegeben:

Zusammensetzung in %			Leitungswiderstand
C	*Mn*	*Si*	
0,06	0,13	0,05	10,0
0,20	0,15	0,08	12,5
0,49	0,24	0,05	14,0
0,84	0,24	0,13	16,0
1,21	0,21	0,11	18,0
1,40	0,14	0,09	18,4
1,61	0,13	0,08	19,4

Der Zuwachs an Leitungswiderstand beträgt 7 Mikroohms für je 1 Gewichtsprozent Kohlenstoff oder 1,5 Mikroohms für 1 Atom Kohlenstoff auf 100 Atome Eisen und Kohlenstoff zusammen. Der ausgeglühte Stahl besteht aus Ferrit (reinem Eisen) und Cementit (Fe_3C). Hieraus berechnet Le Chatelier den Leitungswiderstand beider Komponenten zu:

Ferrit	9,5 Mikroohms
Cementit	45 „

1) Bull. Soc. d'Encouragement Nr. 3, p. 743—744.

Der Einfluss des Siliciums auf den Leitungswiderstand ergiebt sich aus folgenden Daten:

Zusammensetzung in %		Leitungs-widerstand
C	*Si*	
0,2	0,1	12,5
0,2	2,6	38,5
0,8	0,1	15,8
0,8	0,7	26,5
0,8	1,3	33,5
1,0	0,1	17,8
1,0	0,6	25,5
1,0	1,1	32,0

Der Zuwachs des Leitungswiderstandes beträgt somit 14 Mikroohms für 1 % Silicium oder 7 Mikroohms für 1 Atom Silicium in 100 Atomen der Legierung. Le Chatelier ist hiernach zur Annahme geneigt, dass das Silicium nicht als $FeSi_2$, sondern im Zustande gleichförmiger Mischung mit der Härtungskohle auftrete.

Mangan vermehrt bekanntlich den Leitungswiderstand des Stahles bedeutend. Dieses mit dem Eisen isomorphe Metall bildet mit diesem in allen Verhältnissen homogene Mischungen. Diese Mischungen existieren jedoch in zwei allotropen und verschieden magnetischen Zuständen, welche zwei verschiedene elektrische Leitungswiderstände besitzen. Le Chatelier erhielt folgende Zahlen:

Zusammensetzung in %			Leitungswiderstand
C	*Mn*	*Si*	
0,9	0,24	0,1	17,8
0,9	0,95	0,1	22,0
1,2	0,83	0,2	24,5
1,2	1,80	0,9	40,0
1,0	13,00	0,3	60,0 (magnetisch)
1,0	13,00	0,3	80,0 (nicht magnetisch)

Der Zuwachs des Leitungswiderstandes beträgt somit 5 Mikroohms für 1 % Mangan. Für magnetischen Manganstahl, wie man ihn durch zweistündiges Erhitzen des nicht magnetischen auf 550° C. erhält, beträgt der Widerstand nur 3,5 Mikroohms.

Nickel bildet gleichfalls isomorphe Mischungen mit dem Eisen und verursacht eine beträchtliche Zunahme des Leitungswiderstandes. Nickelstahl tritt auch in zwei verschiedenen magnetischen Varietäten mit verschiedenem Leitungswiderstande auf. Die Zunahme desselben für 1 % Nickel variiert jedoch ausserordentlich mit dem Gehalte an Nickel und Kohlenstoff und dem allotropen Zustande der Legierung. So schwankt diese Zunahme des Leitungswiderstandes bei Stahl mit weniger als 5 % Nickel zwischen 3 und 7 Mikroohms.

Chrom, Wolfram und Molybdän beeinflussen den Leitungswiderstand nur in sehr geringem Grade. Die gleichzeitige Gegenwart von Silicium oder Mangan übt einen gleichen oder grösseren Einfluss (selbst wenn nur 0,5 % und weniger davon vorhanden sind), als eine zehnmal so grosse Menge dieser drei Elemente. Der geringe Einfluss, den dieselben ausüben, führt Le Chatelier zu der Annahme, dass sie in der Masse des Metalles nicht legiert, sondern abgeschieden auftreten, was mit den chemischen Untersuchungen von Carnot übereinstimmt.

Siebentes Kapitel.

Thermoelektrisches Verhalten.

Die wichtigsten Daten über das thermoelektrische Verhalten der Eisenlegierungen verdanken wir den Untersuchungen Osmond's, die als Unterlage für weitere Studien hier ausführlicher mitgeteilt werden mögen.

Er hatte ein aus Drähten von Platin und Platin-Rhodium bestehendes Thermoelement an der Kontaktstelle mit dem einen Ende eines Stahlstabes fest verbunden, so dass er diese Stelle erwärmen konnte. Das andere kalte Ende des Stahlstabes, sowie der Platin- und Platin-Rhodiumdrähte konnte so mit einem Galvanometer verbunden werden, dass entweder der Thermostrom dieses letzten Elementes (der zur Temperaturmessung diente) oder jener des

Thermoelementes Stahl-Platin durch das Galvanometer strömte. Der Ausschlag des Galvanometers wurde mittels Spiegel abgelesen.

Die ersten Versuche, bei welchen die Erhitzung nicht über 1000° C. stieg, erfolgten in atmosphärischer Luft. Da jedoch befürchtet wurde, dass die dünne Oxydhaut, welche hierbei entsteht, die Richtigkeit des Ergebnisses beeinträchtigen könnte, wurden die weiteren Versuche in einem Wasserstoffstrom ausgeführt, doch waren die Ergebnisse in beiden Fällen die nämlichen.

Die Resultate wurden in der Weise dargestellt, dass der Ausschlag des Galvanometers $\triangle$ für das Thermoelement Stahl-Platin neben der aus der Galvanometerablesung des Thermoelementes Platin — Platin-Rhodium abgeleiteten Temperatur gesetzt, und überdies $\triangle$ als Funktion der Temperaturdifferenz zwischen heisser und kalter Lötstelle des Thermoelementes Stahl-Platin dargestellt wurde.

Der Wert von $\triangle$ kann als nahe proportional der entwickelten elektromotorischen Kräfte angesehen werden. Der wirkliche Wert der elektromotorischen Kraft lässt sich aus der, jeder Tabelle beigesetzten Angabe berechnen, welche elektromotorische Kraft einem Galvanometerausschlage von 100 mm entspricht. Dieser Wert ist nicht ganz konstant, da die Empfindlichkeit des Galvanometers im Verlaufe einiger Monate etwas abnahm.

In dem in den Tabellen angeführten Ausdrucke $\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$ bedeutet:

t_1 = die Temperatur der heissen Lötstelle,
t_0 = „ „ „ kalten „

Die angewendeten Eisenlegierungen hatten folgende Zusammensetzung:

	Besonders weicher Stahl	Harter Stahl	Weisses schwedisches Roheisen
	%	%	%
Kohlenstoff	0,16	1,25	4,10
Silicium	0,012	0,19	0,22
Schwefel	0,021	0,02	0,04
Phosphor	0,029	0,021	0,018
Mangan	0,11	0,10	0,12

1. Harter Stahl. Das Studieren dieser Legierung vereinfacht sich dadurch, dass bei derselben nur ein einziger kritischer Punkt ($A_{1,2,3}$) auftritt, bei welchem die verschiedenen Umwandlungen gleichzeitig eintreten.

Stellt man die Werte $\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$ und t_1 graphisch dar, so erhält man eine Kurve, welche aus zwei unterschiedenen Partien besteht, die sich genau im kritischen Punkte schneiden.

Die erste Partie, welche unter 671° C. für die Abkühlung und 705° C. für die Erhitzung liegt, ist offenbar eine Parabel, deren Achse mit der Ordinatenachse parallel läuft und deren Scheitel ungefähr der Temperatur $t_1 = 550°$ C. (Abkühlung) oder 560° C. (Erwärmung) entspricht.

Der zweite Teil der Kurve, der höheren Temperaturen entspricht, kann gleichfalls als eine sehr offene Parabel mit vertikaler Achse betrachtet werden.

Man hat so

$$\frac{\triangle}{t_1 - t_0} = a + b\,t_1 + c\,t_1^2$$ unter dem Recalescenzpunkte und

$$\frac{\triangle}{t_1 - t_0} = a^1 + b^1 t_1 + c^1 t_1^2$$ ober „ „ oder,

wenn man t_0 gegen t_1 vernachlässigt:

$$\frac{\triangle}{t} = a + b\,t + c\,t^2$$

und

$$\frac{\triangle}{t} = a^1 + b^1\,t + c^1\,t^2$$

oder

$$\triangle = a\,t + b\,t^2 + c\,t^3$$

und

$$\triangle + a^1\,t + b^1\,t^2 + c^1\,t^3.$$

$\triangle$ ist somit eine Funktion der Temperatur des dritten Grades, es muss daher die Stromstärke in Bezug auf die Temperatur eine Funktion des zweiten Grades sein.

Die von Osmond erhaltenen Beobachtungsdaten sind in den folgenden beiden Tabellen zusammengestellt:

Änderungen der elektromotorischen Kraft eines Thermoelementes aus Platin und hartem Stahl bei Temperaturen zwischen 17 und 1000° C.

Die Erwärmung und Abkühlung erfolgte in atmosphärischer Luft

$t_0 = 17°$ C.

Einem Galvanometerausschlage von $\triangle = 100$ mm entspricht eine Potentialdifferenz an den Galvanometerklemmen von 0,0097 Volt.

t_1 in ° C.	$t_1 - t_0$ in ° C.	$\triangle$		$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$	
		Erwärmung	Abkühlung	Erwärmung	Abkühlung
17,0	0,0	.	.	.	.
33,4	16,4	.	.	.	.
50,0	33,0	.	.	.	.
66,1	49,1	.	.	.	.
81,8	64,8	.	.	.	.
97,3	80,3	.	.	.	.
112,5	95,5	13,00	.	0,1362	.
127,4	110,4	14,75	.	0,1334	.
142,0	125,0	16,45	.	0,1316	.
156,5	139,5	18,15	.	0,1300	.
170,7	153,7	19,80	.	0,1288	.
184,6	167,6	21,35	.	0,1274	.
198,3	181,3	22,80	.	0,1258	.
211,8	194,8	24,20	.	0,1241	.
225,2	208,2	25,50	.	0,1221	.
238,4	221,4	26,70	.	0,1205	.
251,4	234,4	27,90	.	0,1190	.
264,1	247,1	29,10	.	0,1178	.
276,6	259,6	30,20	29,70	0,1164	0,1144
289,2	272,2	31,35	30,80	0,1152	0,1132
301,6	284,6	32,50	31,85	0,1142	0,1119
313,8	296,8	33,50	32,90	0,1128	0,1108
325,7	308,7	34,40	33,90	0,1114	0,1098
337,6	320,6	35,35	34,90	0,1102	0,1088
349,4	332,4	36,25	35,85	0,1091	0,1079
361,1	344,1	37,10	36,80	0,1078	0,1070
372,5	355,5	38,00	37,70	0,1069	0,1061
383,8	366,8	38,90	38,60	0,1060	0,1052
395,2	378,2	39,70	39,50	0,1050	0,1044
406,5	389,5	40,60	40,35	0,1042	0,1036
417,5	400,5	41,40	41,20	0,1034	0,1029
428,5	411,5	42,20	42,05	0,1025	0,1022
439,3	422,3	43,00	42,90	0,1018	0,1016
450,0	433,0	43,80	43,80	0,1012	0,1012
460,7	443,7	44,65	44,65	0,1006	0,1006
471,2	454,2	45,50	45,50	0,1002	0,1002
481,6	464,6	46,35	46,35	0,0998	0,0998
492,0	475,0	47,15	47,20	0,0993	0,0994
502,3	485,3	47,95	48,10	0,0988	0,0991
512,5	495,5	48,75	49,00	0,0984	0,0989

t_1 in °C.	$t_1 - t_0$ in °C.	Δ		$\frac{\Delta}{t_1 - t_0}$	
		Erwärmung	Abkühlung	Erwärmung	Abkühlung
522,5	505,5	49,60	49,90	0,0981	0,0987
532,7	515,7	50,55	50,80	0,0980	0,0985
542,6	525,6	51,50	51,75	0,0980	0,0984
552,5	535,5	52,50	52,75	0,0980	0,0984
562,3	545,3	53,50	53,70	0,0981	0,0985
572,0	555,0	54,50	54,70	0.0982	0,0986
581,7	564,7	55,50	55,75	0,0983	0.0987
591,3	574,3	56,50	56,80	0,0984	0,0989
601,0	584,0	57,60	57,95	0,0986	0,0992
610,6	593,6	58,60	59,15	0,0987	0,0997
620,2	603,2	59,70	60,30	0,0990	0,1000
629,9	612,9	60,90	61,50	0,0995	0.1003
639,5	622,5	62,10	62,65	0,0999	0,1006
649,1	632,1	63,40	63,80	0,1003	0,1009
658,7	641,7	64,70	65,05	0,1008	0,1014
668,4	651,4	66,10	66,30	0,1015	0,1018
678,0	661,0	67,50	67,30	0,1021	0,1018
687,6	670,6	68,90	68,10	0,1027	0,1015
697,3	680,3	70,50	68,95	0,1036	0,1014
706,9	689,9	72,00	69,85	0,1044	0,1012
716,5	699,5	72,00	70,75	0,1044	0,1011
726,2	709,2	72,00	71,65	0,1044	0,1010
735.8	718,8	75,20	72,55	0,1046	0,1009
745,4	728,4	76,15	73,50	0,1045	0,1009
755,0	738,0	77,05	74,50	0,1044	0,1009
764,7	747,7	78,00	75,50	0,1043	0,1010
774,3	757,3	79,00	76,60	0,1043	0,1011
783,9	766,9	80,10	77,75	0,1044	0,1014
793,6	776,6	81,10	78,90	0,1044	0,1016
803.2	786,2	82,00	80,05	0,1043	0,1018
812,8	795,8	82,85	81,20	0,1041	0,1020
822,5	805,5	83,80	82,35	0,1040	0,1022
832,1	815,1	84,80	83,55	0,1040	0,1025
841,7	824,7	85,85	84,75	0,1041	0,1028
851,3	834,3	86,95	85,95	0,1042	0,1030
861,0	844,0	88,10	87,15	0,1044	0,1033
870,6	853,6	89,30	88,45	0,1045	0,1036
880,2	863,2	90,50	89,75	0,1048	0,1040
889,9	872,9	91,70	91,05	0,1050	0,1043
899,4	882,4	92,90	92,35	0,1053	0,1047
909,1	892,1	94,10	93,65	0,1055	0,1050
918,7	901,7	95,30	94,95	0,1057	0,1053
928,3	911,3	96,50	96,25	0,1058	0,1056
938,0	921,0	97,70	97,55	0,1061	0,1059
947,6	930,6	99,00	.	0,1064	.
957,2	940,2	100,30	.	0,1067	.
966,8	949,8	101,60	.	0,1070	.
976,5	959,5	102,90	.	0,1073	.
986,1	969,1	104,20	.	0,1075	.
995,7	978,7	105,50	.	0,1078	.
1005,4	988,4	106,80	.	0,1081	.
1015,0	998,0	108,10	.	0,1083	.

Änderung der elektromotorischen Kraft eines Thermoelementes aus Platin und hartem Stahl bei Temperaturen zwischen 17 und 1400° C.

Die Erwärmung erfolgt in einem Wasserstoffstrome

$t_0 = 17^{\circ}$ C.

Ein Galvanometerausschlag von $\triangle = 100$ mm entspricht einer Potentialdifferenz an den Galvanometerklemmen von 0,1 Volt.

t_1 in ° C.	$t_1 - t_0$ in ° C.	$\triangle$	$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$	t_1 in ° C.	$t_1 - t_0$ in ° C.	$\triangle$	$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$
17,0	0,0	.	.	538,8	521,8	50,95	0,0976
34,0	17,0	.	.	548,9	531,9	51,85	0,0975
50,7	33,7	.	.	558,8	541,8	52,80	0,0974
67,1	50,1	.	.	568,7	551,7	53,75	0,0974
83,2	66,2	.	.	578,4	561,4	54,80	0,0976
98,8	81,8	11,55	0,1412	588,2	571,2	55,85	0,0977
114,1	97,1	13,45	0,1385	597,9	580,9	56,90	0,0979
129,2	112,2	15,25	0,1359	607,7	590,7	58,00	0,0982
144,1	127,1	16,90	0,1330	617,5	600,5	59,15	0,0985
158,6	141,6	18,55	0,1310	627,2	610,2	60,30	0,0988
172,9	155,9	20,10	0,1289	637,0	620,0	61,45	0,0991
187,0	170,0	21,60	0,1270	646,8	629,8	62,65	0,0995
200,9	183,9	23,00	0,1251	656,5	639,5	63,90	0,0999
214,7	197,7	24,35	0,1232	666,3	649,3	65,20	0,1004
228,2	211,2	25,65	0,1214	676,1	659,1	66,55	0,1010
241,5	224,5	26,95	0,1200	685,9	668,9	67,95	0,1016
254,6	237,6	28,20	0,1187	695,5	678,6	69,45	0,1023
267,4	250,4	29,40	0,1174	705,4	688,4	71,05	0,1032
280,2	263,2	30,55	0,1161	715,2	698,2	72,35	0,1036
292,9	275,9	31,65	0,1147	724,9	707,9	73,55	0,1039
305,4	288,4	32,65	0,1132	734,7	717,7	74,75	0,1042
317,7	300,7	33,65	0,1119	744,5	727,5	75,85	0,1043
329,8	312,8	34,60	0,1101	754,2	737,2	76,90	0,1043
341,8	324,8	35,50	0,1093	764,0	747,0	77,95	0,1043
353,6	336,6	36,40	0,1081	773,8	756,8	78,95	0.1043
365,4	348,4	37,25	0,1069	783,5	766,5	79,95	0,1043
377,0	360,0	38,10	0,1058	793,3	776,3	81,00	0,1043
388,5	371,5	38,95	0,1068	803,1	786,1	82,05	0,1044
399,9	382,9	39,80	0,1039	812,0	795,0	83,05	0,1044
411,3	394,3	40,65	0,1031	822,6	805,6	84,10	0,1044
422,5	405,5	41,50	0,1023	832,4	815,4	85,10	0,1044
433,6	416,6	42,35	0,1017	842,2	825,2	86,15	0,1044
444,5	427,5	43,20	0,1011	851,9	834,9	87,20	0,1044
455,3	438,3	44,00	0,1004	861,7	844,7	88,30	0,1045
466,0	449,0	44,85	0,0999	871,5	854,5	89,35	0,1046
476,7	459,7	45,56	0,0993	881,2	864,2	90,45	0,1046
487,2	470,2	46,50	0,0989	891,0	874,0	91,55	0,1047
497,7	480,7	47,35	0,0985	900,8	883,8	92,70	0,1049
508,1	491,1	48,25	0,0982	910,5	893,5	93,85	0,1050
518,4	501,4	49,15	0,0980	920,3	903,3	95,05	0,1052
528,6	511,6	50,05	0,0978	930,1	913,1	96,25	0,1054

t_1 in °C.	$t_1 - t_0$ in °C.	$\triangle$	$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$	t_1 in °C.	$t_1 - t_0$ in °C.	$\triangle$	$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$
939,8	922,8	97,45	0,1056	1184,1	1167,1	132,80	0,1138
949,6	932,6	98,65	0,1058	1193,8	1176,8	134,45	0,1142
959,4	942,4	99,90	0,1060	1203,6	1186,6	136,15	0,1147
969,2	952,2	101,15	0,1062	1213,4	1196,4	137,85	0,1152
978,9	961,9	102,40	0,1065	1223,1	1206,1	139,55	0,1157
988,7	971,7	103,65	0,1067	1232,9	1215,9	141,25	0,1162
998,4	981,4	104,95	0,1069	1242,7	1225,7	142,95	0,1166
1008,2	991,2	106,25	0,1072	1252,5	1235,5	144,70	0,1171
1018,0	1001,0	107,55	0,1074	1262,2	1245,2	146,45	0,1176
1027,7	1010,7	108,85	0,1077	1271,9	1254,9	148,20	0,1181
1037,5	1020,5	110,20	0,1080	1281,8	1264,8	150,00	0,1186
1047,3	1030,3	111,55	0,1083	1291,5	1274,5	151,80	0,1191
1057,1	1040,1	112,95	0,1086	1301,3	1284,3	153,60	0,1196
1066,8	1049,8	114,35	0,1089	1311,1	1294,1	155,45	0,1201
1076,7	1059,6	115,75	0,1092	1320,8	1303,8	157,30	0,1206
1086,4	1069,4	117,20	0,1096	1330,6	1313,6	159,20	0,1212
1096,1	1079,1	118,65	0,1099	1340,4	1323,4	161,10	0,1217
1105,9	1088,9	120,15	0,1103	1350,1	1333,1	163,05	0,1223
1115,7	1098,7	121,65	0,1107	1359,9	1342,9	165,00	0,1229
1125,5	1108,5	123,20	0,1111	1369,7	1352,7	167,00	0,1234
1135,2	1118,2	124,75	0,1116	1379,5	1362,5	169,00	0,1240
1145,0	1128,0	126,30	0,1120	1389,2	1372,2	171,00	0,1246
1154,8	1137,8	127,90	0,1124	1399,0	1382,0	173,05	0,1252
1164,5	1147,5	129,50	0,1129	1408,8	1391,8	175,10	0,1258
1174,3	1157,3	131,15	0,1133				

2. Sehr weicher Stahl. Auch hier besteht die Kurve

$$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$$

aus zwei Parabeln, die sich von den vorigen nur dadurch unterscheiden, dass sie sich nicht unmittelbar in einem Punkte schneiden, sondern in der kritischen Zone durch eine Zwischenkurve miteinander verbunden sind. Sehr interessant ist es, diese Kurve mit den Recalescenz- (beziehungsweise Calescenz-) Kurven desselben Stahles im Stickstoff zu vergleichen. Die den niederen Temperaturen entsprechende Parabel enthält nämlich nicht nur den Punkt A_1 (Umwandlung von Martensit in Perlit), sondern auch noch den Punkt A_2, während der tiefste Temperaturpunkt der zweiten Parabel genügend genau mit dem Maximum von A_3 zusammenfällt.

Die Beobachtungen Osmonds sind in den folgenden beiden Tabellen wiedergegeben.

Änderungen der elektromotorischen Kraft eines Thermoelementes aus Platin und sehr weichem Stahl bei Temperaturen zwischen 12 und 1015° C.

Die Erwärmung und Abkühlung erfolgte in atmosphärischer Luft

$$t_0 = 12^\circ \text{ C.}$$

Einem Galvanometerausschlage von $\triangle = 100$ mm entspricht eine Potentialdifferenz an den Galvanometerklemmen von 0,095 Volt.

t_1 in ° C.	$t_1 - t_0$ in ° C.	$\triangle$		$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$	
		Erwärmung	Abkühlung	Erwärmung	Abkühlung
12,0	0,0	.	.	.	.
28,2	16,2	.	.	.	.
44,4	32,4	.	6,6	.	0,2037
60,3	48,3	.	9,2	.	0,1902
75,8	63,8	.	11,8	.	0,1850
91,1	79,1	.	14,7	.	0,1853
106,0	94,0	.	16,4	.	0,1745
120,7	108,7	.	18,4	.	0,1691
135,1	123,1	.	20,5	.	0,1666
149,3	137,3	22,1	22,4	0,1610	0,1634
163,3	151,3	24,1	24,3	0,1591	0,1602
177,0	165,0	25,7	26,0	0,1557	0,1575
190,6	178,6	27,2	27,5	0,1522	0,1540
203,9	191,9	28,8	29,3	0,1500	0,1525
217,1	205,1	30,5	30,8	0,1485	0,1501
230,1	218,1	31,9	32,0	0,1462	0.1467
242,9	230,9	33,4	33,5	0,1445	0,1450
255,5	243,5	34,7	34,9	0,1425	0,1432
267,9	255,9	36,0	36,2	0,1405	0,1413
280,2	268,2	37,3	37,5	0,1390	0,1397
292,4	280,4	38,6	38,6	0,1376	0,1376
304,4	292,4	39,7	39,8	0,1357	0,1361
316,3	304,3	40,8	40,9	0,1341	0,1345
328,0	316,0	41,9	41,9	0,1325	0,1325
339,6	327,6	42,9	42,9	0,1310	0,1310
351,1	339,1	43,8	43,8	0,1292	0,1292
362,4	350,4	44,7	44,7	0,1275	0,1275
373,6	361,6	45,5	45,6	0,1258	0,1260
384,7	372,7	46,5	46,5	0,1248	0,1248
395,8	383,8	47,5	47,4	0,1238	0,1235
406,8	394,8	48,5	47,4	0,1228	0,1235
417,6	405,6	49,3	47,4	0,1215	0,1235
428,3	416,3	50,1	49,9	0,1204	0,1199
438,9	426,9	51.0	50,8	0,1195	0,1190
449,4	437,4	51,9	51,6	0,1186	0,1179
459,8	447,8	52,7	52,4	0,1177	0,1170

t_1 in °C.	$t_1 - t_0$ in °C.	△		$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$	
		Erwärmung	Abkühlung	Erwärmung	Abkühlung
470,1	458,1	53,6	53,2	0,1170	0,1161
480,3	468,3	54,4	54,0	0,1162	0,1153
490,5	478,5	55,3	54,9	0,1156	0,1147
500,5	488,5	56,1	55,8	0,1149	0,1142
510,5	498,5	57,0	56,7	0,1143	0,1137
520,4	508,4	57,8	57,5	0,1137	0,1131
530,2	518,2	58,6	58,4	0,1131	0,1127
540,0	528,0	59,5	59,3	0,1127	0,1123
549,7	537,7	60,5	60,2	0,1125	0,1120
559,3	547,3	61,5	61,2	0,1123	0,1118
568,8	556,8	62,4	62,2	0,1121	0,1117
578,2	566,2	63,4	63,2	0,1120	0,1116
587,6	575,6	64,4	64,2	0,1119	0,1116
597,0	585,0	65,5	65,3	0,1120	0,1116
606,5	594,5	66,7	66,4	0,1122	0,1117
616,0	604,0	67,7	67,5	0,1121	0,1118
625,4	613,4	68,8	68,7	0,1121	0,1120
634,8	622,8	70,0	69,9	0,1124	0,1122
644,2	632,2	71,3	71,1	0,1128	0,1125
653,5	641,5	72,6	72,4	0,1131	0,1127
662,9	650,9	73,9	73,9	0,1135	0,1135
672,3	660,3	75,3	75,1	0,1140	0,1137
681,7	669,7	76,7	76,4	0,1146	0,1141
691,2	679,2	78,1	77,9	0,1150	0,1147
700,6	688,6	79,6	79,4	0,1156	0,1153
710,0	698,0	81,1	80,7	0,1162	0,1156
719,4	707,4	82,5	82,2	0,1166	0,1162
728,8	716,8	84,0	83,8	0,1172	0,1169
738,2	726,2	85,6	85,4	0,1179	0,1176
747,6	735,6	87,1	87,1	0,1184	0,1184
757,6	745,6	88,8	88,8	0,1191	0,1191
766,5	754,5	90,4	90,3	0,1198	0,1197
775,9	763,9	92,2	91,7	0,1207	0,1200
785,3	773,3	93,7	93,2	0,1211	0,1205
794,7	782,7	95,3	94,7	0,1218	0,1210
804,1	792,1	96,9	96,2	0,1223	0,1214
813,5	801,5	98,4	97,5	0,1227	0,1215
822,9	810,9	99,7	98,7	0,1229	0,1216
832,4	820,4	100,9	99,8	0,1230	0,1216
841,8	829,8	102,2	101,0	0,1232	0,1217
851,2	839,2	103,5	102,2	0,1233	0,1217
860,6	848,6	104,7	103,4	0,1234	0,1218
870,0	858,0	106,0	104,6	0,1235	0,1219
879,4	867,4	107,2	106,0	0,1235	0,1221
888,8	876,8	108,4	107,3	0,1236	0,1224
898,3	886,3	109,6	108,6	0,1237	0,1225
907,7	895,7	110,7	109,8	0,1236	0,2225
917,1	905,1	111,8	111,0	0,1235	0,1226
926,5	914,5	113,1	112,2	0,1236	0,1227
935,9	923,9	114,3	113,6	0,1236	0,1230

t_1 in °C.	$t_1 - t_0$ in °C.	△		$\frac{△}{t_1 - t_0}$	
		Erwärmung	Abkühlung	Erwärmung	Abkühlung
945,3	933,3	115,6	115,0	0,1238	0,1231
954,7	942,7	116,8	116,3	0,1239	0,1233
964,2	952,2	118,0	117,6	0,1239	0,1235
973,6	961,6	119,2	119,0	0,1240	0,1238
983,0	971,0	—	120,4	—	0,1240
992,4	980,4	121,6	121,8	0,1240	0,1242
1001,8	989,8	122,9	.	0,1241	.
1011,2	999,2	124,2	.	0,1243	.
1015,0	1003,0	125,0	.	0,1246	.

Änderungen der elektromotorischen Kraft eines Thermoelementes aus Platin und sehr weichem Stahl bei Temperaturen zwischen 17 und 1500° C.

Die Erwärmungen und Abkühlungen erfolgten in einem Wasserstoffstrome

$$t_0 = 17^{\circ} \text{ C.}$$

Einem Galvanometerausschlage von △ = 100 mm entspricht eine Potentialdifferenz an den Galvanometerklemmen von 0,01 Volt.

t_1 in °C.	$t_1 - t_0$ in °C.	△			$\frac{△}{t_1 - t_0}$		
		3. Erwärmung	3. Abkühlung	5. Erwärmung	3. Erwärmung	3. Abkühlung	5. Erwärmung
17,0	0,0	0,0	.	.	.	.	.
34,0	17,0	3,35	.	.	0,1971	.	.
50,7	33,7	6,25	.	.	0,1855	.	.
67,1	50,1	8,85	.	.	0,1766	.	.
83,2	66,2	11,40	.	.	0,1722	.	.
98,8	81,8	13,80	.	.	0,1687	.	.
114,1	97,1	16,05	.	.	0,1653	.	.
129,2	112,2	18,25	.	.	0,1627	.	.
144,1	127,1	20,25	.	.	0,1593	.	.
158,6	141,6	22,05	.	.	0,1557	.	.
172,9	155,9	23,70	.	.	0,1520	.	.
187,0	170,0	25,30	.	.	0,1488	.	.
200,9	183,9	26,90	.	.	0,1463	.	.
214,7	197,7	28,40	.	.	0,1442	.	.
228,2	211,2	29,90	.	.	0,1416	.	.
241,5	224,5	31,35	.	.	0,1397	.	.
254,6	237,6	32,70	.	.	0,1372	.	.
267,4	250,4	34,05	.	.	0,1360	.	.

t_1 in °C.	$t_1 - t_0$ in °C.	$\triangle$			$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$		
		3. Erwärmung	3. Abkühlung	5. Erwärmung	3. Erwärmung	3. Abkühlung	5. Erwärmung
280,2	263.2	35,30	.	.	0,1341	.	.
292,9	275,9	36,45	.	.	0,1321	.	.
305,4	288,4	37,55	.	.	0,1302	.	.
317,7	300,7	38,60	.	.	0,1283	.	.
329,8	312,8	39,60	.	.	0,1266	.	.
341,8	324,8	40,60	.	.	0,1250	.	.
353,6	336,6	41,55	.	.	0,1234	.	.
365,4	348,4	42,50	.	.	0,1220	.	.
377,0	360,0	43,45	.	.	0,1207	.	.
388,5	371,5	44,35	.	.	0,1194	.	.
399,9	382,9	45,25	.	.	0,1182	.	.
411,3	394,3	46,10	.	.	0,1169	.	.
422,5	405,5	46,95	.	.	0,1158	.	.
433,6	416,6	47,75	.	.	0,1146	.	.
444,5	427,5	48.55	.	.	0,1136	.	.
455,3	438,3	49,35	.	.	0,1126	.	.
466,0	449,0	50,15	.	.	0,1117	.	.
476,7	459,7	50,95	.	.	0,1108	.	.
487,2	470,2	51,75	.	.	0,1101	.	.
497,7	480,7	52,60	.	.	0,1094	.	.
508,1	491,1	53,45	.	.	0,1088	.	.
518,4	501,4	54,30	.	.	0,1083	.	.
528,6	511,6	55,20	.	.	0,1079	.	.
538.8	521,8	56,10	.	.	0,1075	.	.
548,9	531,9	57.05	.	57,00	0,1072	.	0,1071
558,8	541,8	57,95	.	57,95	0,1069	.	0,1069
568,7	551,7	58,85	.	58,90	0,1067	.	0,1067
578,4	561,4	59,80	.	59,85	0,1065	.	0.1066
588.2	571,2	60,80	.	60,85	0,1064	.	0,1065
597,9	580,9	61,85	.	61,90	0,1064	.	0,1065
607,7	590,7	62,95	.	63,00	0,1066	.	0,1066
617.5	600,5	64,10	.	64,10	0,1067	.	0,1067
627,2	610,2	65,25	.	65,25	0,1069	.	0,1069
637,0	620,0	66,45	66,70	66,45	0,1072	0,1076	0,1072
646,8	629,8	67,70	68,00	67,70	0,1075	0,1080	0,1075
656.5	639,5	68,95	69,30	68,95	0,1079	0,1084	0,1079
666.3	649,3	70,25	70,65	70,25	0,1082	0,1088	0,1082
676,1	659,1	71,60	72,10	71,60	0,1086	0,1094	0,1086
685,9	668,9	72.95	73,55	73,00	0,1091	0,1100	0,1091
695,6	678,6	74,35	75,05	74,40	0,1096	0,1106	0,1097
705,4	688,4	75,80	76,55	75,85	0,1101	0,1112	0,1102
715,2	698,2	77,25	78,05	77,35	0,1106	0,1118	0,1108
724,9	707,9	78,75	79,60	78,90	0,1112	0,1124	0,1115
734,7	717,7	80,30	81,15	80,45	0,1119	0,1131	0,1121
744,5	727,5	81,85	82,70	82,15	0,1125	0,1137	0,1129
754,2	737,2	83,45	84,25	83,80	0,1132	0,1143	0,1138
764,0	747.0	85,10	85,70	85,45	0,1139	0,1147	0,1144
773,8	756,8	86,75	87,15	87,15	0,1146	0,1152	0,1152
783,5	766,5	88,45	88,40	88,85	0,1154	0,1153	0,1159

t_1 in ° C.	$t_1 - t_0$ in ° C.	$\triangle$			$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$		
		3. Erwärmung	3. Abkühlung	5. Erwärmung	3. Erwärmung	3. Abkühlung	5. Erwärmung
793,3	776,3	90,20	89,70	90,60	0,1162	0,1155	0,1167
803,1	786,1	91.95	91,15	92,35	0,1170	0,1159	0,1175
812.9	795,9	93,70	92.70	94,05	0,1177	0.1165	0,1182
822,6	805,6	95,50	94,35	95,75	0,1185	0,1171	0,1189
832,4	815,4	97,30	96,00	97,40	0,1193	0,1177	0,1195
842,2	825,2	98,75	97,05	99,00	0,1197	0,1176	0,1200
851,9	834,9	100,20	98,15	100,60	0,1200	0,1175	0,1205
861,7	844,7	101,60	99.25	102,10	0,1203	0,1175	0,1209
871,5	854,5	102,90	100,35	103,40	0,1204	0,1174	0,1210
881.2	864,2	104,15	101,50	104,65	0,1205	0,1174	0,1211
891,0	874.0	105,35	102,65	105,80	0,1205	0,1174	0,1210
900,8	883,8	106,50	103,80	106,85	0,1205	0,1174	0,1209
910,5	893,5	107,55	105,00	107,90	0,1203	0,1175	0,1207
920,3	903,3	108,65	106,20	109,00	0,1203	0,1176	0,1207
930,1	913,1	109,80	107,40	110,15	0,1203	0,1176	0,1207
939,8	922,8	110.95	108,60	111,30	0,1202	0,1177	0,1206
949,6	932,6	112,10	109,85	112,45	0,1202	0,1178	0,1206
958,4	942,4	113,30	111,10	113,65	0,1202	0,1179	0,1206
969,2	952,2	114,50	112,35	114,85	0,1202	0,1180	0,1206
978.9	961,9	115,70	113,65	116,05	0,1203	0,1181	0,1206
988,7	971,7	116,95	114,35	117,30	0,1204	0,1183	0,1207
998,4	981,4	118,20	116,25	118.55	0,1204	0,1184	0,1208
1008.2	991,2	119,45	117,60	119,80	0,1205	0,1186	0,1209
1018,0	1001,0	120,75	118,95	122,10	0,1206	0,1188	0,1210
1027,7	1010,7	122,05	120,30	122,40	0,1208	0,1190	0,1211
1037,5	1020,5	123,35	121,70	123,70	0,1209	0,1192	0,1212
1047,3	1030,3	124,70	123,10	125,00	0,1210	0,1195	0,1213
1057,1	1040,1	126.05	124,50	126,35	0,1212	0,1197	0,1215
1066,8	1049,8	127,40	125,90	127,70	0,1214	0,1199	0,1216
1076,6	1059,6	128.80	127.35	129,05	0,1216	0,1202	0,1218
1086,4	1069,4	130.20	128,80	130,45	0,1218	0,1204	0,1220
1096,1	1079.1	131,60	130,25	131,85	0,1220	0,1207	0,1222
1105,9	1088,9	133,05	131,75	133,25	0,1222	0,1210	0,1224
1115,7	1098,7	134,50	133,25	134,70	0,1224	0,1213	0,1226
1125,5	1108.5	136,00	134,75	136,15	0,1227	0,1216	0,1228
1135,2	1118,2	137,50	136,30	137,60	0,1230	0,1219	0,1231
1145,0	1128,0	139,00	137,85	139,10	0,1232	0,1222	0.1233
1154,8	1137,8	140,55	139,40	140,60	0,1235	0,1225	0,1236
1164,5	1147.5	142,10	141,00	142,10	0,1238	0,1229	0,1238
1164,3	1157,3	143,65	142,60	143,65	0,1241	0,1232	0,1241
1184,1	1167,1	145,25	144,20	145,20	0,1244	0,1235	0,1244
1193,8	1176,8	146,85	145,85	146,75	0,1248	0,1239	0,1247
1203,6	1186,6	148,45	147,50	148,35	0,1251	0,1243	0,1250
1213,4	1196,4	150,10	149,15	149,95	0,1255	0,1247	0,1253
1223,1	1206,1	151,75	150,85	151,60	0,1258	0,1250	0,1257
1232,9	1215,9	153,40	152,55	153,25	0,1262	0,1255	0,1261
1242,7	1225,7	155,10	154,25	154,90	0,1265	0,1259	0,1264
1252,5	1235,5	156,80	156.00	156,60	0,1269	0,1263	0,1267
1262,2	1245,2	158,50	157,75	158,33	0,1273	0,1267	0,1271

t_1 in °C.	$t_1 - t_0$ in °C.	$\triangle$			$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$		
		3. Erwärmung	3. Abkühlung	5. Erwärmung	3. Erwärmung	3. Abkühlung	5. Erwärmung
1271,9	1254,9	160,25	159,50	160,65	0,1277	0,1271	0,1275
1281,8	1264,8	161,95	161,30	161,80	0,1280	0,1275	0,1279
1291,5	1274,5	163,70	163,10	163,55	0,1284	0,1280	0,1283
1301,3	1284,3	165,50	164,90	165,35	0,1288	0,1284	0,1287
1311,1	1294,1	167,30	.	167,15	0,1293	.	0,1292
1320,8	1303,8	169,10	.	169,00	0,1297	.	0,1296
1330,6	1313,6	.	.	170,85	.	.	0,1301
1340,4	1323,4	.	.	172,70	.	.	0,1305
1350,1	1333,1	.	.	174,60	.	.	0,1310
1359,9	1342,9	.	.	176,50	.	.	0,1314
1369,7	1352,7	.	.	178,45	.	.	0,1319
1379,5	1362,5	.	.	180,40	.	.	0,1324
1389,2	1372,2	.	.	182,35	.	.	0,1329
1399,0	1382,0	.	.	184,35	.	.	0,1334
1408,8	1391,8	.	.	186,35	.	.	0,1339
1418,5	1401,5	.	.	188,35	.	.	0,1344
1428,3	1411,3	.	.	190,40	.	.	0,1349
1438,1	1421,1	.	.	192,45	.	.	0,1354
1447,8	1430,8	.	.	194,50	.	.	0,1359
1457,6	1440,6	.	.	196,60	.	.	0,1365
1467,4	1450,4	.	.	198,70	.	.	0,1370
1477,1	1460,1	.	.	200,85	.	.	0,1375
1486,9	1469,9	.	.	.	.	.	.

3. Weisses Roheisen. Die Kurven $\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$ variieren von einem Versuche zum anderen und sind ziemlich unregelmässig. Auch diese Variationen und Unregelmässigkeiten weisen auf komplizierte Erscheinungen hin, und es wäre voreilig, dieselben zergliedern zu wollen.

Die folgende Tabelle enthält die Beobachtungsresultate Osmonds.

Änderungen der elektromotorischen Kraft eines Thermoelementes aus Platin und schwedischem weissen Roheisen bei Temperaturen zwischen 17 und 1040° C.

Die Erwärmungen und Abkühlungen erfolgten in atmosphärischer Luft

$$t_0 = 17^{\circ}\text{ C.}$$

Einem Galvanometerausschlage von $\triangle = 100$ mm entspricht eine Potentialdifferenz an den Galvanometerklemmen von 0,1 Volt.

t_1 in °C.	$t_1 - t_0$ in °C.	$\triangle$ 2. Abkühlung	$\triangle$ 2. Erwärmung	$\triangle$ 3. Erwärmung	$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$ 2. Abkühlung	$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$ 2. Erwärmung	$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$ 3. Erwärmung
17.0	0,0	.	.	0,00	.	.	.
34,0	17,0	.	.	+0,30	.		+0,0176
50,7	33,7	.	.	+0.15	.	.	+0,0045
67,1	50.1	.	.	−0,20	.	.	−0,0040
83,2	66,2	.	.	0,55	.	.	0,0083
98,8	81,8	1,95	.	1,10	0,0238	.	0,0134
114,1	97,1	2,70	.	1,65	0,0278	.	0,0170
129,2	112,2	3,40	.	2,35	0,0303	.	0,0209
144,1	127,1	4,25	.	3,05	0,0334	.	0,0240
158,6	141,6	5,05	3,50	3,80	0,0358	0,0248	0,0268
172,9	155,9	5,80	4,30	4,50	0,0372	0,0276	0,0289
187,0	170,0	6,55	5,00	5,20	0.0385	0,0294	0,0306
200,9	183,9	7,30	5,70	5,90	0,0397	0,0310	0.0321
214,7	197.7	8,00	6,50	6,65	0,0405	0,0329	0,0336
228.2	211,2	8.70	7,30	7,40	0,0412	0.0346	0,0350
241,5	224,5	9,35	8,05	8,20	0,0417	0.0358	0,0365
254.6	237,6	10,15	8.80	8,90	0.0427	0.0371	0,0375
267,4	250,4	10,85	9,60	9,60	0,0433	0,0383	0,0383
280.2	263,2	11,60	10,40	10,25	0,0441	0.0395	0,0390
292.9	275,9	12,30	11,20	10,80	0.0446	0,0406	0,0391
305.4	288,4	13,05	12,00	11,50	0,0452	0.0416	0,0398
317,7	300,7	13,80	12,80	12,15	0,0459	0,0426	0,0404
329,8	312.8	14,55	13,60	12,80	0,0465	0,0435	0,0409
341,8	324,8	15,30	14,40	13,45	0.0471	0,0443	0,0414
353,6	336,6	16,05	15,20	14,20	0,0477	0,0451	0,0422
365,4	348,4	16,85	16,00	14,95	0,0484	0,0459	0,0429
377.0	360,0	17,65	16.75	15,70	0,0490	0,0465	0,0436
388,5	371,5	18,45	17,55	16,55	0,0497	0,0472	0,0445
399,9	382,9	19.25	18,30	17,45	0,0503	0,0478	0,0456
411,3	394,3	20,10	19,10	18,25	0,0510	0.0484	0,0463
422,5	405,5	20,90	19,90	19,25	0,0515	0,0491	0,0475
433,6	416,6	21,80	20,75	20,15	0,0523	0,0498	0,0484
444,5	427,5	22.75	21,60	21,05	0,0532	0,0505	0,0492
455,3	438,3	23,70	22,60	22,20	0,0541	0,0516	0,0506
466,0	449,0	24,65	23,60	23,25	0,0549	0,0526	0,0518
476,7	459.7	25,60	24,60	24,15	0,0557	0,0535	0,0525
487,2	470,2	26,60	25,60	25,20	0,0566	0,0544	0,0536
497,7	480,7	27.60	26,60	26,20	0,0574	0,0553	0,0545
508,1	491,1	28.70	27,70	27,15	0,0584	0,0564	0,0553
518,4	501,4	29,70	28,80	28,00	0,0592	0,0574	0,0558
528,6	511,6	30,80	29,95	28,95	0,0602	0,0585	0,0566
538,8	521,8	31,80	31,10	30,00	0,0609	0,0596	0,0575
548,9	531,9	32,80	32,25	31,20	0,0617	0.0606	0,0586
558,8	541,8	33,80	33,50	32,45	0,0624	0,0618	0,0598
568,7	551,7	34,80	34,75	33,65	0,0631	0,0630	0,0610
578,4	561,4	36,05	36,15	34.80	0,0642	0,0644	0,0620
588,2	571,2	37,55	37.50	36,00	0.0657	0,0656	0,0630
597,0	580.9	39,15	38,70	37.20	0,0674	0.0666	0,0640
607,7	590,7	40,50	39,90	38,55	0,0685	0,0675	0,0652

t_1 in °C.	$t_1 - t_0$ in °C.	$\triangle$			$\frac{\triangle}{t_1 - t_0}$		
		2 Abkühlung	2. Erwärmung	3. Erwärmung	2. Abkühlung	2. Erwärmung	3. Erwärmung
617,5	600,5	41,65	41,05	39,80	0,0693	0,0684	0,0663
627,2	610,2	42,90	42,50	41,30	0,0703	0,0696	0,0677
637,0	620,0	44,30	44,20	42,65	0,0715	0,0713	0,0688
646,8	629,8	45,55	45,65	44,25	0,0723	0,0725	0,0703
656,5	639,5	47,05	47,00	45,75	0,0736	0,0735	0,0715
666,3	649,3	48,25	48,20	47,30	0,0743	0,0742	0,0728
676,1	659,1	49,35	49,55	49,00	0,0749	0,0752	0,0743
685,9	668,9	50,65	50,85	50,70	0,0757	0,0760	0,0758
695,6	678,6	52,25	52,00	52,25	0,0770	0,0766	0,0770
705,4	688,4	53,30	53,25	53,30	0,0774	0,0774	0,0774
715,2	698,2	54,40	54,65	54,20	0,0779	0,0783	0,0776
724,9	707,9	55,55	55,95	55,20	0,0785	0,0790	0,0780
734,7	717,7	57,00	57,15	56,20	0,0794	0,0796	0,0783
744,5	727,5	58,30	58,45	57,20	0,0801	0,0803	0,0786
754,2	737,2	59,65	59,50	58,30	0,0809	0,0807	0,0791
764,0	747,0	61,00	60,80	59,50	0,0817	0,0814	0,0797
773,8	756,8	62,15	62,10	60,65	0,0821	0,0821	0,0801
783,5	766,5	63,45	63,60	62,00	0,0828	0,0830	0,0809
793,3	776,3	64,65	65,05	63,25	0,0833	0,0838	0,0815
803,1	786,1	66,15	66,65	64,60	0,0842	0,0848	0,0822
812,9	795,9	67,45	68,55	66,15	0,0848	0,0861	0,0831
822,6	805,6	69,00	70,20	67,85	0,0857	0,0872	0,0842
832,4	815,4	70,45	72,00	69,70	0,0864	0,0883	0,0855
842,2	825,2	72,00	73,65	71,85	0,0872	0,0893	0,0871
851,9	834,9	73,45	75,65	73,95	0,0880	0,0906	0,0886
861,7	844,7	74,70	77,65	76,45	0,0884	0,0919	0,0905
871,5	854,5	76,20	79,75	78,40	0,0892	0,0933	0,0918
881,2	864,2	77,85	81,75	80,50	0,0901	0,0946	0,0931
891,0	874,0	79,75	83,60	82,50	0,0912	0,0956	0,0944
900,8	883,8	81,40	85,45	84,70	0,0921	0,0967	0,0958
910,5	893,5	83,00	86,95	86,40	0,0929	0,0973	0,0967
920,3	903,3	84,80	88,50	87,95	0,0939	0,0980	0,0974
930,1	913,1	86,50	90,30	89,55	0,0947	0,0989	0,0981
939,8	922,8	88,30	92,00	91,05	0,0957	0,0997	0,0987
949,6	932,6	90,00	93,65	92,80	0,0965	0,1004	0,0995
959,4	942,4	91,80	95,55	94,70	0,0974	0,1014	0,1005
969,2	952,2	93,60	97,10	96,50	0,0983	0,1020	0,1013
978,9	961,9	95,50	98,65	98,00	0,0993	0,1026	0,1019
988,7	971,7	97,40	100,40	.	0,1002	0,1033	.
998,4	981,4	99,60	101,90	.	0,1015	0,1038	.
1008,2	991,2	101,70	103,50	.	0,1026	0,1044	.
1018,0	1001,0	103,90	105,15	.	0,1038	0,1050	.
1027,7	1010,7	106,10	106,90	.	0,1050	0,1058	.
1037,5	1020,5	.	108,65	.	.	0,1065	.

Die oben angeführten Versuche wurden für die beiden Stahlproben bis zum Schmelzpunkte fortgesetzt, wobei die Kurven streng regelmässig verliefen. Hieraus schloss Osmond, dass ausser den durch kritische Punkte markierten Umwandlungen keine weiteren molekularen Zustandsänderungen auftreten. Seither haben jedoch die Untersuchungen Ball's und Roberts-Austen's (siehe Erster Teil) die Möglichkeit anderer Umwandlungspunkte erkennen lassen.

Die hier vorliegenden Verhältnisse bedürfen noch einiger Überlegung. Wenn die erwärmte Lötstelle den kritischen Punkt überschritten hat, besteht der Eisen- oder Stahldraht thatsächlich aus zwei Metallen; ist die Umwandlungstemperatur erreicht, so entwickelt sich an der Berührungsstelle von α- und β-Eisen eine neue elektromotorische Kraft. Ferner verrückt sich dieser Punkt je nach der Schnelligkeit der Erwärmung oder Abkühlung mehr oder weniger schnell; zufolge der Umwandlung wird Energie entwickelt oder gebunden, von welcher sich ein Teil in Elektrizität umwandeln kann.

Hieraus folgt zweierlei: 1. Die ähnlichen Kurven der Erwärmung und Abkühlung, welche bei Stahl unter der kritischen Temperatur entsprechend der Fehlergrenze der Versuche zusammenfielen, stimmen nicht mehr überein, wenn die warme Lötstelle diese Temperatur überschreitet. 2. Hängen die beobachteten Galvanometerausschläge bis zu einem gewissen Maasse von der Schnelligkeit der Erwärmung oder Abkühlung ab. Aber es lässt sich die Temperatur in praxi nicht mit konstanter Geschwindigkeit erhöhen oder erniedrigen, was sich in leichten Schwankungen der Kurven zeigt.

G. Belloc[1]) untersuchte das thermoelektrische Verhalten von weichem Eisen (mit Spuren von Kohlenstoff), von weichem Stahl (mit 0,30 % Kohlenstoff) und von hartem Stahl (mit 1,25 % Kohlenstoff) gegen Platin zwischen 15 und 1200° C. in einer der Hauptsache nach ganz ähnlichen Weise wie Osmond, und erhielt hierbei folgende Resultate:[2])

---

1) Compt. Rend. **131,** Nr. 5, pag. 336.

2) Die kritischen Punkte dieser Metallproben waren:

	a_1	a_2	a_3
Spur C	—	740° C.	870° C.
0,30 % „	700° C.	780° „	780° „
1,25 % „	660° „	660° „	660° „

Temperatur in °C.	Wert von $\frac{dE}{dt}$ in Mikrovolts (Mittelwerte)		
	weiches Eisen Spuren C	weicher Stahl 0,30 % C	harter Stahl 1,25 % C
100	20	18	16,5
470	9,9 (Minimum)	9,8 (Minimum)	10 (Minimum)
650	13,6	14	14,4 (Maximum)
770	18	18,4 (Maximum)	7,6
800	18,8	17,6	7 (Minimum)
860	19,2 (Maximum)	11	9
900	15	9,6 (Minimum)	11
940	11,2 (Minimum)	10,6	12,4
1100	15	15,8	17

Die Kurven zeigen somit zwei Minima mit einem dazwischenliegenden Maximum. Die ersten Minima liegen bei allen drei Kurven bei 470° C. und besitzen annähernd gleiche Werte; die Maxima treten unmittelbar vor den kritischen Punkten a_3 auf und verschieben sich daher mit diesen, der Wert dieser Maxima sinkt mit wachsendem Kohlenstoffgehalte; die Temperatur der zweiten Minima endlich, sowie ihr Wert sinken mit wachsendem Kohlenstoffgehalte.

Die Versuche ergaben ferner, dass man für E bei der Abkühlung geringere Werte erhält als bei der Erhitzung.

Über die elektromotorische Kraft von Thermoelementen aus Nickelstahl und Blei liegen folgende Angaben vor, wobei das Zeichen — bedeutet, dass der elektrische Strom an der erwärmten Lötstelle von der betreffenden Legierung zum Blei fliesst. Die Temperatur der warmen Lötstelle betrug 100°, die der anderen 0°.

Reines Eisen	+ 1453	Mikrovolts,	Noll.
„ „	+ 1199	„	Dewar und Fleming.
Stahl mit 5 % Ni . . .	— 341,0	„	Steinmann.
„ „ 22 „ „ und Cr	— 328,0	„	
„ „ 24 „ „ . . .	— 506,3	„	
„ „ 26 „ „ . . .	— 266,7	„	
„ „ 28 „ „ . . .	— 2461,0	„	
„ „ 30,4 „ „ . . .	— 742,3	„	
„ „ 35,7 „ „ und Cr	— 1001,7	„	
„ „ 39,4 „ „ . . .	— 2023,9	„	
„ „ 44,0 „ „ . . .	— 2631,8	„	
Reines Nickel	— 1888	„	Noll.
„ „	— 1866	„	Dewar und Fleming.

Achtes Kapitel.

Magnetismus.

Über das magnetische Verhalten der Eisenlegierungen, das ja heute für die Elektrotechnik von grösster Wichtigkeit ist, sind in der letzten Zeit so zahlreiche Arbeiten publiziert worden, dass hier nur auf die wichtigsten derselben eingegangen werden kann, doch mögen noch folgende kurze Erklärungen vorausgeschickt werden:

Den Raum, in welchem magnetische Kräfte wirken, nennt man magnetisches Feld. Bekanntlich kann man ein Stück Eisen oder Stahl durch Bestreichen mit einem Magnete magnetisieren, doch ergiebt sich hierbei der Unterschied, dass das weiche Eisen seinen Magnetismus sehr rasch wieder verliert, während Stahl ihn behält. Weiches Eisen wird somit nur temporär, Stahl aber permanent magnetisch.

Man kann sich nun vorstellen, dass jedes kleinste Teilchen von weichem Eisen oder von Stahl an und für sich ein Magnet ist, dass jedoch diese einzelnen Magnetchen im unmagnetisierten Zustande ganz verschiedene Lagen und Richtungen haben, durch das Magnetisieren aber (gleichgiltig ob durch einen Magneten oder durch einen elektrischen Stromkreis bewirkt) parallel zueinander geordnet werden. Bei gewöhnlichem weichen Eisen wäre dann die Beweglichkeit dieser Elementarmagnetchen eine so grosse, dass sie sich infolge einer äusseren magnetischen Kraft sehr rasch und leicht gleichrichten lassen, beim Aufhören dieser Einwirkung aber auch ebenso leicht wieder in ihre alte Stellung zurückgehen. Bei den Stahlmolekülen hingegen findet die Richtungsänderung einen erheblichen Widerstand, den man Koërcitivkraft nennt. Aus diesem Grunde erfolgt die Magnetisierung eines Stückes Stahl viel schwieriger und langsamer; ist sie jedoch einmal erfolgt, so verhindert aber die Koërcitivkraft das Zurückkehren der Moleküle in ihre alte Lage und er bleibt daher permanent magnetisch.

Aber selbst das weiche Eisen besitzt eine geringe Koërcitivkraft, weshalb auch dieses beim Magnetisieren nicht sofort das Maximum seiner magnetischen Stärke erreicht oder im entgegengesetzten Falle seinen Magnetismus plötzlich verliert. Dieses Zu-

rückbleiben beim Magnetischwerden sowohl als beim Verlieren des Magnetismus nennt man Hysteresis.

Wenn man durch eine Drahtspule einen elektrischen Strom fliessen lässt, so wirkt dieselbe wie ein Magnet, und zwar wächst die magnetische Kraft der Spule proportional dem Produkte aus der Zahl der Drahtwindungen per 1 cm Spulenlänge und der Stromstärke in Ampères (Ampère-Windungen). Schiebt man nun in die Spule einen Eisenstab ein, so wird dieser selbst zu einem Magnet, es treten somit zu den Wirkungen der Drahtspule noch jene des magnetischen Eisenstabes und die Feldstärke dieser Kombination wächst.

So ergaben sich beispielsweise folgende Werte der magnetischen Kraft eines Solenoides mit oder ohne Kern aus verschiedenem Materiale:

Zahl der Ampère-Windungen	Magnetische Kraft			
	ohne Kern	mit Kern aus		
		Schmiedeeisen	Stahlguss	Gusseisen
5	6,25	9000	11000	—
10	12,5	12000	13500	2300
15	18,75	13300	14500	3900
20	25,00	14400	15000	5000
25	31,25	14900	15500	5600
30	37,50	15300	15800	6200

Man bezeichnet nun das Verhältnis zwischen der magnetischen Kraft der Spule mit Eisenkern zu jenem der leeren Spule als magnetische Leitungsfähigkeit oder Permeabilität. So erhalten wir aus den obigen Angaben für letztere folgende Werte:

Zahl der Ampère-Windungen	Magnetische Leitungsfähigkeit		
	Schmiedeeisen	Stahlguss	Gusseisen
5	1480	1760	—
10	960	1080	184
15	709	773	208
20	576	600	200
25	477	496	179
30	408	421	165

Bezüglich des permanenten Magnetismus war Knight der erste, welcher fand, dass sich gehärteter Stahl stärker magnetisieren lässt als nicht gehärteter. 1873 maass Jamin die Stärke des Magnetismus durch die Kraft, welche per Oberflächeneinheit eines Poles zum Abreissen eines Ankers erforderlich war, und fand, dass bei einer Länge des Magnetstabes l

$$\frac{f}{l} = k = \text{konstant}$$

ist. Die Konstante k erreicht bei gewöhnlichen Stahlen nach der Härtung ein Maximum und verringert sich mit wachsender Temperatur.

Es scheint ziemlich sichergestellt, dass jeder Stahlsorte ein gewisser Wert von k entspricht, welcher 1. von seiner chemischen Zusammensetzung und 2. von seiner thermischen Behandlung (gehärtet, ausgeglüht, geschmiedet u. s. w.) abhängt.

Im Jahre 1875 empfahlen August Trève und Léon Duranier[1]) die Stahle nach ihrem magnetischen Verhalten zu klassifizieren und setzten die Vorteile einer solchen Einteilung auseinander.[2]) Im Jahre 1877 wurde derselbe Gedanke von Ryder in Amerika aufgegriffen. Er beschrieb in einem Aufsatze über die Bestimmung des Kohlenstoffes durch Magnetismus[3]) eine Methode zur Vergleichung verschiedener Stahlsorten. Der Stahlstab wurde, nachdem er eine Minute lang mit den Polen eines Elektromagneten in Kontakt gewesen, auf eine Latte gebracht, auf deren Mitte sich eine Magnetnadel befand, während auf dem anderen Ende der Latte ein zur Vergleichung dienender Magnet in bestimmter Entfernung befestigt war. Der zu untersuchende Stahl wurde nun so lange auf der Latte verschoben, bis die Nadel im Gleichgewicht stand. Der Kohlenstoffgehalt war proportional dem Quadrate der Entfernungen von der Nadel (und zwar sowohl bei verschiedenen harten Stahlen als bei weichem Roheisen).

Später fand Ryder, dass auch das Mangan auf die Magnetisierbarkeit des Stahles von Einfluss ist, während Phosphor und Silicium ohne solchen zu sein scheinen. Es ist noch zu erwähnen,

---

1) Nouvelles recherches sur la magnétisme intérieur des aimants. Compt. Rend. 1875, **81**, p. 1246.

2) Sur la distribution du magnétisme à la surface des aimants. Compt. Rend. 1876, **83**, p. 814.

3) The Engineering and Mining Journal 1877, 13. Januar und 31. März.

dass Ryder bei seinen Untersuchungen ausgeglühten Stahl benutzte, während Trève und Duranier gehärteten verwendeten.

Osmond[1]) hat diese Untersuchungen fortgesetzt und hierbei sowohl Stahle verschiedener Zusammensetzung, aber von gleicher Bearbeitung, als auch einen und denselben Stahl in verschiedenen Bearbeitungszuständen (gehärtet, ausgeglüht u. s. w.) in Betracht gezogen. Hierbei zeigten sich bei ausgeglühtem Stahle Phosphor und Schwefel in den Mengen, wie sie in guten Stahlsorten vorkommen, ohne Einfluss. Die Einwirkung des Kohlenstoffes liess sich ausdrücken durch die Gleichung:

$$0{,}000863\, y^2 = C + 0{,}014$$

oder

$$y = \sqrt{\frac{c + 0{,}014}{0{,}000863}} = \sqrt{1159\, c + 16},$$

worin C den Kohlenstoffgehalt in Prozenten und y in Centimetern die dem Gleichgewichte entsprechende Entfernung des Stahlstabes bedeutet.[2])

Berücksichtigt man auch den Mangangehalt, so ist

$$y = \sqrt{1159\, C + 16} + 10\, Mn.$$

Silicium übt keinen Einfluss.

Den Einfluss des Härtens und Ausglühens hat Osmond an einem Martinstahle mit 0,28 % Kohlenstoff und 0,13 % Mangan studiert; er fand:

Behandlung des Stahles	Mittlere Entfernung von der Magnetnadel bei Gleichgewicht	C-Gehalt eines ausgeglühten Stahles (ohne Mangan) von gleicher magnetischer Kraft
Bei Rotglut ausgeglüht und langsam erkaltet . .	200 mm	0,33
Bei Kirschrotglut ausgeglüht und langsam erkaltet	187,5 „	0,29
Verbrannt und langsam erkaltet.	188 „	0,29
Bei Rotglut in kaltem Wasser gehärtet	400 „	1,37
Bei heller Kirschrotglut in kaltem Wasser gehärtet	402,5 „	1,38
Verbrannt und in kaltem Wasser gehärtet . . .	393 „	1,32
Bei heller Kirschrotglut in kochendem Wasser gehärtet	235 „	0,48
Bei heller Kirschrotglut in kaltem Öl gehärtet .	280 „	0,66
Bei Rotglut ausgeglüht, dann geschmiedet . . .	278,5 „	0,66

1) Essais sur le magnétisme des aciers. Le Génie Civil, **143,** 1885.

2) Die Stahlstäbe hatten das Format 10 × 2 × 2 cm. Als Normalmagnet diente ein Stahl mit 0,28 % Kohlenstoff und 0,13 % Mangan, der 20 cm von der Magnetnadel entfernt war. Näheres über die Anordnung des Versuches l. c.

Eine der wichtigsten Untersuchungen über das magnetische Verhalten der Eisenlegierungen ist die vom Sklodowska Curie.[1]) Die Untersuchungen erstreckten sich auf magnetische Stäbe und Ringe, und zwar wurden bestimmt:

1. das Koërcitivfeld und
2. die Stärke des remanenten Magnetismus in der Mitte der Stäbe.

Wenn (Fig. 45, Tafel XIII) das magnetische Feld von der Stärke $+H_1$ bis zur Stärke $-H_1$ sinkt und dann wieder auf $+H_1$ steigt, so beschreibt (bei einem Stahlringe, der von einem Strome umflossen ist) die Ordinate, d. i. die „Magnetisierungs-Intensität" die gezeichnete Kurve. A ist das Maximum dieser Intensität, d. i. die Intensität des remanenten Magnetismus bei der Stromstärke Null. Bei der (negativen) Stromstärke oc ist der Stahl demagnetisiert. $oc = H_c$ nennt man das Koërcitivfeld. Wird ein Stab in ein gleichmässiges magnetisches Feld H' parallel zu demselben gesetzt, so ist das entstehende Feld H das Resultat der Übereinanderlagerung des Feldes H' und des aus der Magnetisierung des Stahles sich ergebenden Feldes H''. Verschwindet nach erfolgter Magnetisierung des Stabes das Feld H', so bleibt nur das Feld H'' übrig. Ist OE die Feldstärke in der Mitte des Stabes, so ist EF die Intensität des remanenten Magnetismus (J'_r) ebendort.

Der remanente Magnetismus ist bei einem Stabe immer schwächer als bei einem Ringe, doch wird der Unterschied um so kleiner, je länger er im Verhältnisse zu seinem Querschnitte ist. Ist dieses Verhältnis sehr gross, so liegt F nahe an B; ist es sehr klein, so liegt F nahe C und die Intensität des remanenten Magnetismus ist fast Null. Das Demagnetisierungsfeld, für welches die Intensität des Stabes gleich Null ist, heisst Koërcitivfeld des Stabes. Es ist nahe dasselbe, wie bei einem Ring.

Die Intensität des remanenten Magnetismus ist bei den meisten Stahlen, selbst bei weichem Eisen, ziemlich gleich; hingegen ist das Koërcitivfeld bei harten Stahlen oft 80 mal so gross als bei weichen und nur erstere sind für permanente Magneten geeignet, da sie gegen magnetische Störungen stabiler sind.

---

1) Bull. Soc. d'Encour., Commission des alliages, Januar 1898.

Die Ergebnisse der Untersuchungen sind folgende:

Einfluss des Härtens und Ausglühens; magnetische Transformationstemperatur.

Es zeigte sich, dass bei hohen Temperaturen (Porzellanröhre mit stromdurchflossenem Platindraht umwunden oder Bäder von geschmolzenen Chloralkalien) der Stahl nicht magnetisch ist. Eine Magnetnadel zeigte den Moment an, in welchem diese magnetische Umwandlung des Eisens eintritt. Es ist dies der Fall bei jener Temperatur (745 ° C.), über welche ein Stahl zwecks seiner Härtung erhitzt werden muss. Die Temperatur der magnetischen Umwandlung beim Erhitzen liegt höher als die beim Abkühlen (Hysteresis), doch ist der Übergang kein plötzlicher, und erhält man die Temperatur in der Mitte der Transformation konstant, so bleibt die Nadel halb abgelenkt stille stehen. Diese Temperatur wurde als Transformationstemperatur angesehen. Die Geschwindigkeit des Erhitzens oder Abkühlens — wenn sie nur nicht zu gross ist — scheint auf diese Temperatur keinen Einfluss zu haben.

Folgende Zahlen werden dies näher zeigen:

Stahl von	Zusammensetzung				Transformationstemperatur bei		$t - t^1$
	C %	*Si* %	*Mn* %	sonstiger wichtiger Bestandteil	Erwärmen *t* ° C.	Abkühlen t^1 ° C.	° C.
Firminy	0,057	0,053	0,13	—	745	741	4
„	0,205	0,076	0,15	—	739	734	5
„	0,493	0,045	0,24	—	733	721	12
„	0,841	0,133	0,24	—	729	681	48
„	1,206	0,112	0,21	—	725	698	27
Unieux	0,747	0,057	0,15	—	732	692	40
„	0,802	0,061	0,15	—	726	698	28
„	0,829	0,091	0,19	—	723	700	23
„	0,960	0,065	0,15	—	728	696	32
„	1,405	0,075	0,14	—	722	693	29
„	1,411	0,093	0,14	—	721	699	22
„	1,609	0,076	0,13	—	717	690	27
				Wolfram			
Assailly	0,551	0,201	0,42	2,917	750	708	42
„	0,760	0,298	0,44	2,717	746	714	32
„	1,107	0,322	0,38	2,696	725	687	38
Châtillon und Commentry	1,53	0,04	0,31	3,52	722	696	26
„ „ „	1,02	0,04	0,22	2,70	721	684	37
Allevard	0,591	0,018	0,32	5,52	740	705	35
Böhler	1,96	0,34	1,98	7,75	732	697	35

Fig. 43. Dilatation von Stahl mit 15 % Ni.

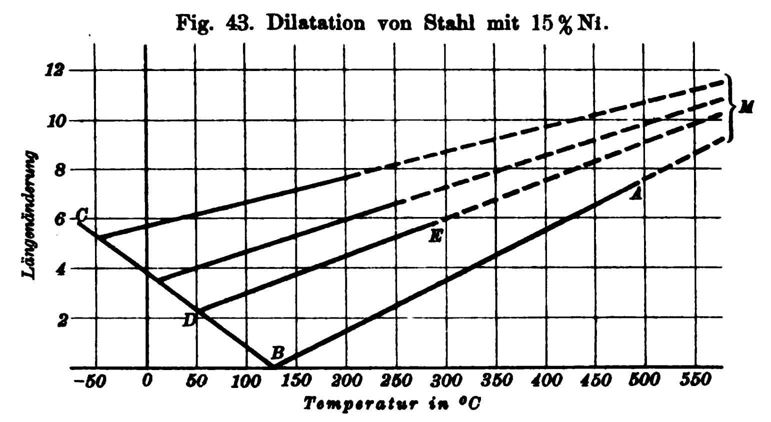
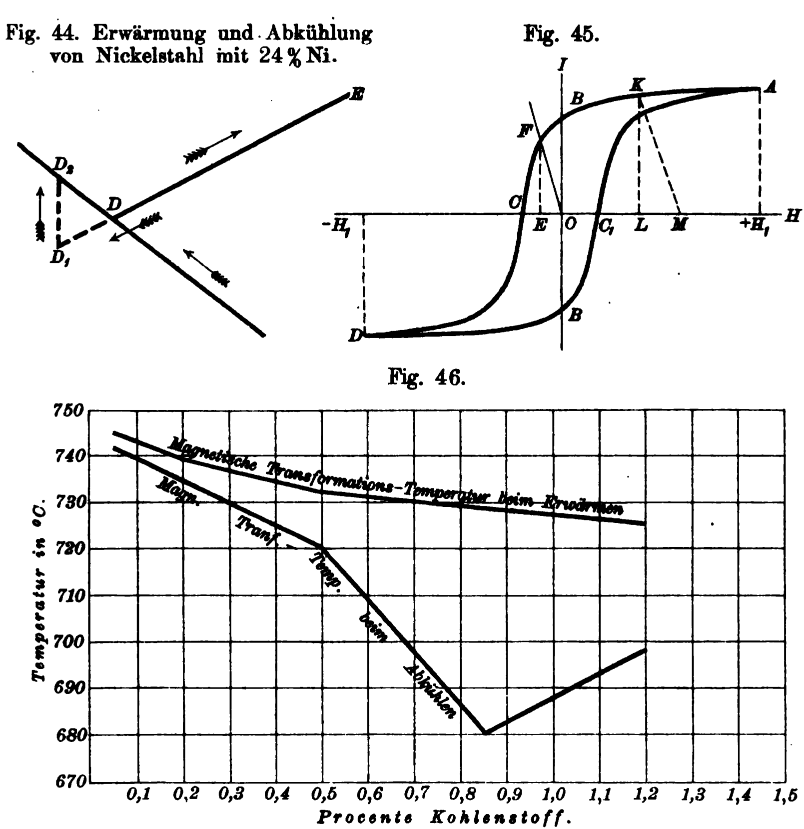


Fig. 44. Erwärmung und Abkühlung von Nickelstahl mit 24 % Ni.

Fig. 45.

Fig. 46.



Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig.

Stahl von	Zusammensetzung				Transformationstemperatur bei		$t-t^1$
	C %	Si %	Mn %	sonstiger wichtiger Bestandteil	Erwärmen t °C.	Abkühlen t^1 °C.	°C.
				Molybdän			
Châtillon und Commentry	0,51	0,08	0,34	3,48	730	686	44
„ „ „	1,25	0,03	0,21	3,36	730	689	41
„ „ „	1,72	0,04	0,33	3,91	710	683	27
				Bor			
„ „ „	1,05	0,16	0,29	0,5	727	695	32
„ „ „	0,97	0,09	0,26	0,8	728	684	44
				Kupfer			
„ „ „	0,87	0,03	0,28	3,95	701	658	43
				Chrom			
Assailly	1,069	0,363	0,21	3,445	746	727	19

Siehe auch Fig. 46, Tafel XIII.

Aus vorstehenden Zahlen folgt:

1. Dass die Umwandlungstemperatur beim Erhitzen mit steigendem Kohlenstoffgehalte fällt,
2. dass der Unterschied zwischen den Umwandlungstemperaturen beim Erhitzen und Abkühlen bei niederen Kohlenstoffgehalten sehr klein ist (nur einige Grade), mit steigendem Kohlenstoffgehalte aber wächst und bei etwa 0,8 % Kohlenstoff ein Maximum (40—50°) erreicht.

Vor dem Härten muss der Stahl über die Transformationstemperatur beim Erhitzen erwärmt werden, doch kann man ihn dann um einige Grade (nur nicht unter die Transformation beim Abkühlen) erkalten lassen, wie folgendes Beispiel zeigt:

Stahl mit 0,84 % Kohlenstoff.

Transformationstemperatur beim Erhitzen . . . 730° C.

„ „ Abkühlen . . . 680° „

	H_c [1])	J_r [2])
ausgeglüht	8	85
bei 705° gehärtet (magnetisch)	14	130
„ 770° „ (nicht magnetisch) . . .	52	410
„ 690° „ „ „ nach langsamem Abkühlen von 800°	50	380

1) H_c = Koërcitivfeld.

2) J_r = remanenter Magnetismus.

Über den Einfluss der Abschreckungstemperatur auf die magnetischen Eigenschaften des Stahles wurde folgendes gefunden:

Bei sehr weichem Stahl mit 0,06 % Kohlenstoff wächst das Koërcitivfeld und der remanente Magnetismus mit steigender Abschreckungstemperatur zwischen 800 und 1025° C. (es empfiehlt sich daher, solche Stahle bei sehr hoher Temperatur zu härten).

Bei weichem Stahl mit 0,20 % Kohlenstoff hat die Abschreckungstemperatur (zwischen 785 und 915° C.) wenig Einfluss.

Bei 0,50 % Kohlenstoff giebt die Härtung zwischen 770 und 835° C. gleiche Resultate, härtet man jedoch bei 920° C., so nimmt sowohl Koërcitivfeld als Intensität des remanenten Magnetismus ab (solche Stahle härtet man daher am besten unter 830° C.).

Bei Stahl mit 0,84 % und 1,20 % Kohlenstoff tritt mit steigender Temperatur eine Abnahme der magnetischen Eigenschaften ein, man härtet sie daher am besten bei 770° C.

Wenn man einen Stahl etwas über die Umwandlungstemperatur beim Erwärmen erhitzt, dann unter die Umwandlungstemperatur beim Erkalten abkühlt und diesen Vorgang ein- oder mehreremal vor dem Härten wiederholt, so wird die Wirkung des Abschreckens erhöht, die schädliche Wirkung des langen Glühens (Verbrennen) aber verringert. Auf Stahle mit niederem Kohlenstoffgehalte ist diese Operation ohne Einfluss:

C %	Stange, 20 cm lang, 1 cm □ Stahl von Firminy	T	H_c	J_r
0,06	1. { 1. Härtung	795	2,2	22
0,06	2. „	915	3,0	24
0,06	3. „	1025	3,4	31
0,20	1. { 1. „	785	8	36
0,20	2. „	825	11	113
0,20	3. „	885	11	114
0,20	2. { 1. „	840	11	118
0,20	2. „	915	10	108
0,20	3. „	840	10	107
0,20	4. „ nach cyklischer Erwärmung .	840	11	112
0,49	1. { 1. „	770	23	222
0,49	2. „	835	23	213
0,49	2. { 1. „	835	20	195
0,49	2. „	920	16	160
0,49	3. „	780	20	208

C %	Stange, 20 cm lang, 1 cm □ Stahl von Firminy	T	H_c	J_r
0,84	1. { 1. Härtung	750	54	416
0,84	2. „	830	48	378
0,84	3. „	765	52	426
0,84	2. { 1. „	830	49	379
0,84	2. „	770	53	426
0,84	3. „	975	48	358
0,84	4. „	770	50	376
0,84	5. „ nach 2 Cyklen	770	52	387
0,84	3. { 1. „	760	52	412
0,84	2. „	800	48	386
0,84	3. „	730	53	411
0,84	4. „ nach 3 Cyklen	765	53	400
1,20	1. { 1. „	760	57	430
1,20	2. „	745	54	400
1,20	3. „	725	54	399
1,20	4. „	770	51	384
1,20	5. „ cyklische Erwärmung .	770	60	451
1,20	6. „	905	48	264
1,20	3. { 1. „	770	39	335
1,20	2. „	770	41	337
1,20	3. „ cyklische Erwärmung .	770	59	454
1,20	4. „ nach 2 Cyklen	770	60	468
1,20	5. „	770	55	397
1,20	6. „ nach 2 Cyklen	770	58	441

Kalte Bearbeitung hat auf die magnetischen Eigenschaften des Stahldrahtes eine ähnliche Einwirkung wie das Härten, doch erhöht sie das Koërcitivfeld weit weniger als letzteres:

	H_c	J_r	J_r
6 Drähte, ausgeglüht	11	415	—
6 „ kalt gezogen	16	780	—
5 „ „ „	16	—	680
5 „ gehärtet	52	—	630

Bezüglich des Einflusses anderer Elemente als Kohlenstoff hat Curie (siehe die oben mitgeteilten Beobachtungen) folgendes ermittelt:

Stahl	C %	T °C.	Hc	J_1	J_2	J_3	J_4	J'
Firminy	0,06	1000	3,4	30	.	.	.	625
„	0,20	850	11	120	.	.	.	770
„	0,49	770	23	220	.	.	.	835
„	0,84	770	53	420	.	480	580	640
„	1,21	770	60	460	.	.	.	645
Böhler, weich	0,70	800	49	420	.	.	.	.
„ mittelhart	0,96	800	56	420	.	.	.	.
„ hart	0,99	800	55	410	.	.	.	.
„ „	1,17	800	63	460	.	.	.	.
„ „	1,13	850	65	420	.	.	.	.
Unieux	0,75	770	51	410	.	.	.	.
„	0,80	770	53	420	.	.	.	.
„	0,83	770	56	440	.	.	.	.
„	0,96	770	58	430	.	.	.	640
„	1,40	750	61	.	500	.	.	.
„	1,41	750	61	.	500	.	.	.
„	1,61	750	46	.	370	.	.	.
Bor								
Châtillon und Commentry . ?	0,7?	800	26	250	.	.	.	.
„ „ „ . 0,5	1,05	800	44	410	.	.	.	.
„ „ „ . 0,8	0,97	800	51	430	.	.	.	.
Chrom								
Assailly . 2,5	0,50	900	45	460	.	.	.	.
„ . 2,8	0,82	900	56	500	.	.	.	.
„ . 3,4	1,07	850	57	530	.	.	.	.
Kupfer								
Châtillon und Commentry . 3,9	0,87	730	66	490	.	.	.	.
Wolfram								
Assailly . 2,9	0,55	850	51	460	.	.	.	.
„ . 2,7	0,76	850	66	510	.	.	.	.
„ . 2,7	1,10	830	68	500	.	.	.	.
Châtillon und Commentry . 3,2	0,77	800	65	550	.	.	.	.
„ „ „ . 2,7	1,02	800	69	540	.	.	.	.
„ „ „ . 3,5	1,53	1000	50	320	.	.	.	.
Böhler; Spezial, sehr hart . 2,9	1,10	850	74	530	.	.	.	.
„ Boreas ungehärtet . 7,7	1,96	800	45	350	.	.	.	.
„ „ gehärtet . 7,7	1,96	800	85	370	.	.	.	.
Allevard . 5,5	1,59	770	72	560	.	.	.	.
„ . 5,5	0,59	770	74	.	680	.	.	850
Molybdän								
Châtillon und Commentry . 3,5	0,51	850	60	530	.	.	.	.
„ „ „ . {3,4	1,25	800	82	480	.	.	.	.
„ „ „ . {4,0	1,24	800	85	530	.	.	.	.
„ „ „ . {3,9	1,72 {	770	73	510	.	.	.	.
		830	79	415	.	.	.	.
„ „ „ . {3,9	1,72	600	78	560	.	.	.	.

Stahl	C %	T ° C.	H_c	J_1	J_2	J_3	J_4	J'
Nickel								
Fourchambault 3,6	0,57	730	55	.	.	490	.	.
„ 3,0	0,70	730	48	.	.	535	.	640
„ 3.7	1,21	730	48	.	.	480	.	.
Mangan								
Fourchambault 0,7	0,46	780	32	.	.	380	.	860
„ 1,8	1,18	780	64	.	.	500	.	.
„ 2,2	1,94	780	55	.	.	440	.	.
„ . . . . 0,3?	0,9?	780	52	.	.	380	.	.
„ . . . . 0,6?	0,9?	780	55	.	.	410	.	.
„ . . . . 0,9?	0,9?	780	54	.	.	390	.	.
Hadfield, ausgeglüht . . 13,0?	1,0?	—	135	.	.	.	70	.
„ gehärtet . . . 13,0?	1,0?	830	?	.	.	.	0	.
Silicium								
Châtillon und Commentry . 0,11	0,91	780	54	.	.	.	660	.
„ „ „ . 0,64	0,91	780	50	.	.	.	660	.
„ „ „ . 1,28	0,72	780	34	.	.	.	815	.

In vorstehender Tabelle bedeutet:

H_c = Koërcitivfeld,
J_1 = Intensität des remanenten Magnetismus bei 1 cm² quadrat. Querschnitt,
J_2 = „ „ „ „ „ 0,85 „ „ „
J_3 = „ „ „ „ „ 1 cm Durchmesser,
J_4 = „ „ „ „ „ 0,5 „ „
J' = „ „ „ „ für einen geschlossenen magnetischen Ring.

Die Länge aller Proben betrug 20 cm.

Bor. Die verwendeten Borstahle enthielten nur wenig von diesem Element; die magnetischen Eigenschaften sind ähnlich jenen von Kohlenstoffstahlen mit gleichem Gehalte.

Silicium. Kleine Siliciummengen ändern die magnetischen Eigenschaften des Stahles kaum.

Nickel. 3 % Nickel ändert die Eigenschaften nicht sehr, doch hat ein wenig carburierter Nickelstahl (0,5 % C) ein höheres Koërcitivfeld als nickelfreier Stahl mit gleichem Kohlenstoffgehalte. Nickelstahl darf nicht bei zu hoher Temperatur gehärtet werden, da seine magnetischen Eigenschaften mit steigender Temperatur rasch abnehmen.

Mangan. Manganstahl mit weniger als 2 % Mangan hat kaum andere Eigenschaften als manganfreier Stahl mit gleichem Kohlenstoffgehalte. Der Hadfield'sche Manganstahl mit 13 % Mangan zeigt bekanntlich ganz besondere Eigenschaften. Im gehärteten Zustande kann er nicht magnetisiert werden. Wenigstens konnte Curie mit den benutzten Apparaten keinen remanenten Magnetismus nachweisen. Hingegen lässt er sich im ausgeglühten Zustande magnetisieren; die Intensität des remanenten Magnetismus ist dann sehr schwach, das Koërcitivfeld aber sehr hoch.

Chrom. Die untersuchten Stahle enthielten 2,5 bis 3,5 % Chrom. In Stahl von 0,5 bis 0,8 % Kohlenstoff bewirkt das Chrom eine Erhöhung des Koërcitivfeldes und der Intensität des remanenten Magnetismus; bei 1 % Kohlenstoffgehalt wurde nur letztere erhöht.

Kupfer. Bei 0,9 % Kohlenstoff erhöhten 4 % Kupfer die magnetischen Eigenschaften.

Wolfram. Der Wolframstahl wird meist zur Herstellung von Magneten für physikalische Instrumente benutzt. Das Wolfram erhöht bei jedem Kohlenstoffgehalte sowohl den remanenten Magnetismus als das Koërcitivfeld. Die besten Magnetstahle lassen sich in folgende zwei Klassen teilen:

a) solche mit 3 % Wolfram und viel (1,1 %) Kohlenstoff,
b) „ „ 5,5 % „ „ wenig (0,6 % „

Die sehr harten Spezialstahle von Böhler ergaben je nach den Härtungsbedingungen sehr verschiedene Resultate. Erhitzt man sie durch lange Zeit vor dem Härten, so vermindern sich ihre magnetischen Eigenschaften.

Der Allevardstahl wird durch Schwankungen in der Härtungstemperatur zwischen 740 und 825° C. nicht merkbar beeinflusst, doch ist es besser, die Härtung bei verhältnismässig niederer Temperatur vorzunehmen, um ein Zerspringen des gehärteten Stahles zu vermeiden. Erfolgt die Härtung bei 850° C. oder höher, so werden die Magnete weniger gut. Einstündiges Erhitzen auf 780° C. verändert die magnetischen Eigenschaften kaum.

Die Eigenschaften des Boreasstahles von Böhler sind sehr merkwürdig. Dieser Stahl enthält 7,7 % *W*, 2 % *C* und 2 % *Mn*. Lässt man ihn an der Luft langsam erkalten, so besitzt er die Eigenschaften von gewöhnlichem gehärteten Stahl und wird

zu Werkzeugen verwendet. Er hat dann (bei 20 × 1 × 1 cm) $H_c = 45$ und $J_r = 350$). Durch Härten im Wasser steigen seine magnetischen Eigenschaften ($H_c = 85$; $J_r = 370$). Dieser Stahl ist nicht homogen und schwer zu bearbeiten.

Molybdän. Molybdänstahl ist der beste für Magnete. 3,5 bis 4,0 % Molybdän erhöhen selbst bei 1,7 % Kohlenstoff die magnetischen Eigenschaften. Der Einfluss des Molybdäns ist ein grösserer als der von Wolfram; auch verträgt Molybdänstahl einen höheren Kohlenstoffgehalt. Mit wachsender Härtungstemperatur verringert sich die magnetische Intensität. So ergab beispielsweise ein Stahl mit 1,72 % Kohlenstoff folgende Werte:

bei 745° C. gehärtet	$H_c = 73$;	$J_r = 465$
„ 830° „ „	$H_c = 79$;	$J_r = 415$
„ 890° „ „	$H_c = 76$;	$J_r = 300$

Geschlossene Magnete. Das Koërcitivfeld derselben ist nahezu das gleiche, wie bei Stäben aus demselben Materiale; es wächst mit dem Kohlenstoffgehalte, wenn derselbe nicht 1 % überschreitet. Der remanente Magnetismus wächst bis 0,5 % Kohlenstoff, um dann wieder zu fallen. Der Wert der maximalen induzierten Magnetisierung fällt mit dem Kohlenstoffgehalte. Die Hysteresis wächst mit dem Kohlenstoffgehalte und erreicht bei über 1 % Kohlenstoff ein Maximum.

Es wäre daher am vorteilhaftesten für geschlossene Magnete, einen Stahl mit 0,6 bis 0,7 % Kohlenstoff zu verwenden, doch würden dieselben nicht sehr stabil sein. Um dies zu vermeiden, benutzt man kohlenstoffreicheren Stahl.

Die Gegenwart anderer Elemente ändern den remanenten Magnetismus wenig; sie erhöhen Koërcitivfeld und Hysteresis, vermindern aber das Maximum des induzierten Magnetismus.

NEUNTES KAPITFL.

Magnetismus.

(Schluss.)

Wie schon erwähnt geht Eisen, wenn man es von gewöhnlicher Temperatur bis zur hellen Rotglut erhitzt, vom ferromagnetischen Zustand in einen paramagnetischen über. Diese Umwandlung tritt innerhalb eines ziemlich engen Temperatur-

intervalles ein und ist umkehrbar. Osmond hat nun gezeigt, dass diese Umwandlungstemperatur dem kritischen Punkte Ar_2 entspricht, was auch durch die Untersuchungen von Ledeboer,[1]) P. Curie[2]) und Sklodowska Curie[3]) bestätigt wurde.

Nach Osmond basiert dieser Übergang vom magnetischen in den paramagnetischen[4]) Zustand oder umgekehrt auf der Umwandlung vom magnetischen α-Eisen in paramagnetisches β-Eisen und vice versa. Wenn man also[5]) den Verlauf der Abkühlung von Eisen oder weichem Stahl verfolgt, so müsste jene Temperatur (wie man glauben sollte), bei welcher der Magnetismus ein Maximum erreicht, der vollständigen Umwandlung von β-Eisen in α-Eisen entsprechen, also eine untere Grenze der kritischen Zone Ar_2 darstellen.

In Wirklichkeit ist die Sache jedoch nicht so einfach.

Schiebt man einen Eisenstab in ein von einem elektrischen Strom durchflossenes Solenoïd, so wird er magnetisch. Ist das magnetische Feld des Solenoïds zu schwach, um das Eisen magnetisch zu sättigen, dann sind nicht alle Moleküle desselben polarisiert und die resultierende magnetische Intensität ist dann kein Maass für die maximale Susceptibilität des Metalles, sondern nur für die Stärke des magnetisierenden Stromes. Ist umgekehrt die Feldstärke des Solenoïds grösser, als zur magnetischen Sättigung erforderlich, so sind alle polarisierten Moleküle des Stahlkernes wirklich polarisiert, und dann ist die magnetische Intensität thatsächlich ein Maass für die Menge des vorhandenen (magnetisierbaren) α-Eisens.

Aber die Verhältnisse sind noch komplizierter, weil beim Eisen die Stärke des induzierbaren Magnetismus mit der Stromstärke nach einem komplexen Gesetze wächst. Selbst reines α-Eisen setzt der Magnetisierung einen Widerstand entgegen, dessen Ursache uns unbekannt ist, was aber für unseren gegenwärtigen Zweck auch gleichgiltig ist. Innerhalb jener Temperaturgrenzen

---

1) La Lumière électrique, 27, p. 61 (1888).

2) Thèse. Paris, Gauthier-Villars, 1895.

3) Bull Soc. d'Encour., Januar 1898; The Metallographist 1898.

4) Osmond bezeichnet denselben irrtümlich als diamagnetisch (siehe Hans Kamps: Stahl u. Eisen 1900, S. 988.

5) Wir folgen hier einer Publikation Osmond's in „The Metallographist“ 1899.

nun, in welchen sich die magnetische Umwandlung vollzieht, haben wir aber kein reines α-Eisen, sondern ein Gemenge von α- und β-Eisen vor uns und die Gegenwart dieser letzteren paramagnetischen Modifikation des Eisens wirkt in zweierlei Weise herabsetzend auf die maximale Susceptibilität: Einmal verringert sich durch die Gegenwart von β-Eisen die Menge des magnetisierbaren α-Eisens, während andererseits der Eigenwiderstand des α-Eisens gegen die Magnetisierung durch das Auftreten von β-Eisen, also durch Hinzutreten eines neuen, unter Umständen beträchtlichen Widerstands vermehrt wird.

Wenn wir also die Temperatur, bei welcher während der Abkühlung alles β-Eisen verschwunden ist, oder bei welcher während der Erwärmung gerade noch kein β-Eisen auftritt, aus dem Maximum des magnetischen Momentes ableiten, so müssen wir offenbar zur Magnetisierung des zu untersuchenden Stabes einen Strom verwenden, welcher im Hinblick auf die Dimensionen des Stabes stark genug ist, um alle der Magnetisierung entgegenstehenden Hindernisse leicht zu überwinden und bei jeder Temperatur magnetische Sättigung zu erzielen.

Dies ist ganz richtig, wenn es sich nur um die magnetischen Verhältnisse handelt; will man jedoch hieraus Schlüsse auf die allotrope Umwandlung des Eisens im unmagnetischen Zustande ziehen, so ist zu bedenken, dass das Gleichgewicht, welches bei einer bestimmten Temperatur zwischen α-Eisen und β-Eisen besteht, durch die Magnetisierung eine Änderung erfährt. So hat H. Tomlinson[1]) gezeigt, dass sich das Maximum der Permeabilität eines Nickelstabes von 30 cm Länge und 0,0053 cm² Querschnitt, sowie seine magnetische Transformationstemperatur mit der Stärke des magnetischen Feldes ändert, wie folgende Zahlen lehren:

Stärke des magnetischen Feldes in C. G. S.-Einheiten	Temperatur, bei welcher Maximal-Permeabilität eintritt	Temperatur, bei welcher der Magnetismus gänzlich verschwindet
4,96	287° C.	333° C.
9,92	248° „	392° „
18,18	212° „	412° „

1) The Ferro-magnetic properties of iron and steel, Sheffield Soc. Eng. Metall., 18. October 1897.

Ähnliches fand Curie beim Eisen. In diesem Falle müsste also eine möglichst geringe Feldstärke gewählt werden, was aber aus den früher erörterten Gründen nicht angeht. Man muss daher einen Mittelweg betreten, der aber natürlich keine völlig exakten Resultate liefern kann.

Wir wollen uns hier darauf beschränken, die wichtigsten der einschlägigen Untersuchungen zu besprechen.

Die Ergebnisse der Untersuchungen von Professor Curie sind in der folgenden Tabelle, sowie in Fig. 47, Tafel XIV, dargestellt. Sie geben die spezifische Intensität der Magnetisierung eines weichen Eisendrahtes von 0,87 cm Länge und 0,014 cm Durchmesser bei Temperaturen zwischen 20° und 780° C. und Feldstärken von 10 bis 1350 C. G. S.-Einheiten.

Temperatur in °C.	Feldstärke										
	1300	1000	750	300	150	100	75	50	25	15	10
20,0	216,3	216,2	215,7	201,3	183,7	171,8	164,3	153,7	136,0	123?	.
275,0	207,5	207,5	207,1	200,3	184,3	171,1	162,0	151,8	138,0	126?	117?
477,0	189,6	189,5	188,9	186,8	180,3	173,0	166,2	155,0	140,5	129?	117?
601,0	164,0	164,0	164,0	162,9	158,8	154,9	152,0	147,8	137,0	129	114?
688,0	127,1	127,1	126,8	124,7	121,8	119,9	117,9	114,7	108,6	100	89?
720,0	100,7	100,4	100,1	97,8	94,4	92,9	91,0	88,4	84,5	82	.
740,4	64,0	62,3	61,3	58,5	57,1	55,2	53,0	50,5	46,0?	.	.
744,6	50,1	47,6	45,4	39,2	34,6?	32,5?	31,0?	29,5?	27,0?	.	.
748,2	37,3	31,0	29,2	19,4	14,0?	11,5?	10,0?	8,7?	6,5?	.	.
752,2	18,2	15,0	12,2	5,3	3,5?	—	.	.	.	.	.
756,4	9,62	7,4	5,55	2,22	1,11	0,74	.	.	.	.	.
760,5	5,85	4,5	3,38	1,35	0,67	0,45	.	.	.	.	.
764,4	4,42	3,4	2,55	1,02	0,51	0,34	.	.	.	.	.
767,9	3,51	2,7	2,03	0,81	0,40	0,27	.	.	.	.	.
780,4	1,88	1,45	1,09	0,43	0,20	0,145	.	.	.	.	.

Wie man sieht, fallen diese Kurven an der rechten Seite der Fig. 47 fast zusammen. Die Temperaturen, bei welchen während der Abkühlung der Ferro-Magnetismus zuerst auftritt und dann rasch wächst, erniedrigen sich nur unbedeutend, wenn auch die Feldstärke stark abnimmt, während beim Nickel eine bedeutende Temperaturveränderung stattfindet. Die obere Grenze der kritischen Temperaturzone A_2 ändert sich also nur sehr wenig mit der Stärke des magnetischen Feldes.

Das gilt aber keineswegs von der unteren Grenze dieser Temperaturzone. In Feldern von mehr als 300 C. G. S.-Einheiten nimmt die Intensität der Magnetisierung mit abnehmender Tem-

Fig. 47.

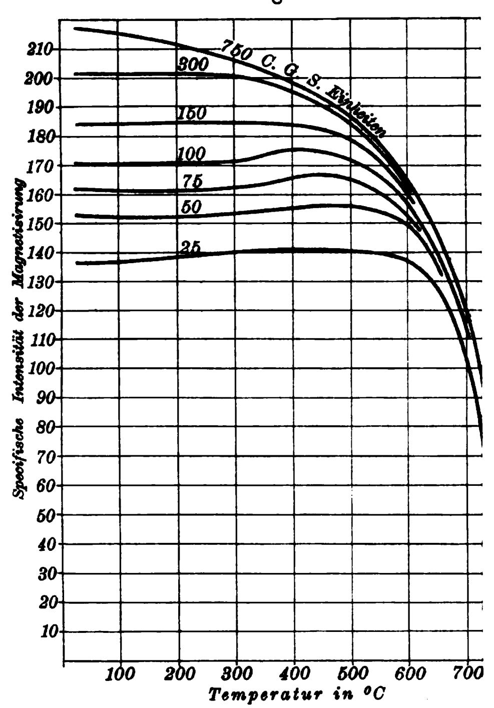
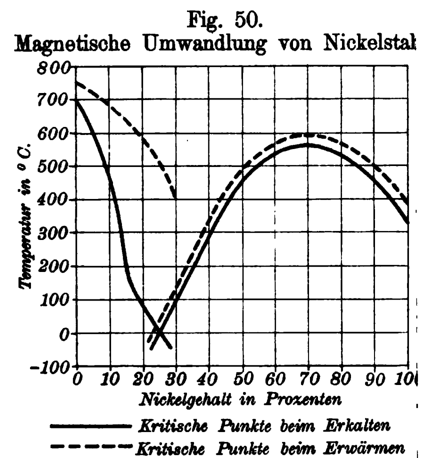




Fig. 50.

Magnetische Umwandlung von Nickelstahl



Verlag von Arthur Felix in Leipzig.

peratur beständig zu, wenn sich diese Zunahme auch immer mehr und mehr verzögert. Und zwar geschieht dies, trotzdem bei der Abkühlung die hysteresischen Widerstände dadurch wachsen, dass bei der Zusammenziehung des Metalles die Moleküle immer näher aneinanderrücken.

Osmond schliesst hieraus, dass die Zahl der polarisierbaren Moleküle selbst wächst. Mit anderen Worten: in starken Feldern ist die Umwandlung von β-Eisen in α-Eisen selbst bei gewöhnlicher Temperatur noch keine vollständige; kann aber nicht mehr weit davon entfernt sein, weil die Kurve eine Neigung zeigt, horizontal zu verlaufen. Curie vergleicht die magnetische Transformation des Eisens mit der Verflüssigung eines Gases bei einer wenig über seinem kritischen Punkte liegenden Temperatur, ein Vergleich, der bei der Analogie, welche zwischen der Kondensation eines Gases und der allotropen Umwandlung eines festen Körpers besteht, sehr gut gewählt ist.

Bei Feldstärken zwischen 300 und 50 Einheiten liegt der Punkt der Kurven, wo sie in eine Horizontale übergehen zwischen 300 und 550° C. Bei Feldern von 25 Einheiten und darunter erreicht die magnetische Intensität bei etwa 550° C. ein Maximum und nimmt dann mit fallender Temperatur wieder langsam ab.

Hiernach müsste die untere Grenze der kritischen Temperaturzone A_2 in die Nähe von 550° C. verlegt werden, wenn man die Magnetisierungswiderstände vernachlässigen könnte. Diese existieren jedoch zweifellos, weil die Intensität der Magnetisierung mit der Feldstärke immer rascher abnimmt, wenn letztere von 300 auf 10 Einheiten sinkt. Hierbei kann möglicherweise die Wirkung der Zunahme an α-Eisen durch das Wachsen der hysteresischen Widerstände aufgehoben werden.

Bedenke man jedoch, dass das Maximum der magnetischen Intensität in schwachen Feldern bei etwa 550° C. zu liegen scheint, und dass bei dieser Temperatur die Widerstände doch schon stark abgenommen haben müssen, so wird man kaum fehl gehen, wenn man die untere Grenze von A_2 in die Nähe von 550° C. verlegt.

Die Untersuchungen von Dr. Morris[1]) geben ganz ähnliche Resultate wie Curie, und die Differenzen in den beiderseitigen Ergebnissen lassen sich auf den Umstand zurückführen, dass die

1) Philosophical Magazine, Vol. XLIV, p. 213—254, September 1897.

Curie'schen Kurven durch Hysteresis beeinflusst wurden, während sich jene von Morris auf die erste Magnetisierung beziehen.

Von den Morris'schen Untersuchungen interessiert uns besonders jene auf eine bestimmte Eisensorte bezügliche Versuchsreihe, welche bei etwa 550° C. ein Minimum der Permeabilität nachwies.

Die von Osmond ausgeführte Analyse dieser Probe ergab:

	%
Kohlenstoff	0,080
Schwefel	0,003
Phosphor	0,078
Mangan	Spur.

Da das Metall also nur sehr wenig Verunreinigungen enthielt, liegt der Schluss nahe, dass dieses Minimum der Permeabilität nicht auf das Vorhandensein fremder Elemente zurückzuführen sei, also wahrscheinlich dem Eisen selbst zukomme.

Die folgende Tabelle und Fig. 48, Tafel XIV, geben die aufeinanderfolgenden Werte der magnetischen Induktion bei einer Abkühlung von 1150° C. an in Kraftlinien pro 1 cm² für Feldstärken von 0,078 bis 9,20 C. G. S.-Einheiten.

Temperatur in 0 C.	Feldstärken in C. G. S -Einheiten							
	9,20	6,83	4,40	2,49	1,017	0,378	0,153	0,078
24	13040	12440	11400	9480	4010	356	85	35
137,5	13090	12495	11560	9740	4411	471	99	43
249,0	12760	12170	11145	9385	4730	457?	113	48
352,0	12460	11930	10930	9230	5115	879	167	77
457,0	12150	11475	10460	8710	5200	989	172	78
554,0	11690	10940	9630	7565	4275	996	172	73
634,0	11670	11050	10160	8800	5780	2128	332	126
695,0	11110	10670	9985	8985	6845	3565	713	243
730,0	9730	9495	9160	8415	6850	4165	1161	372
748,0	8645	8555	8290	7980	6720	4465	1585	485
764,5	6550	6440	6305	5780	5020	4210	1935	631
775,0	3006	2798	2442	1964	1353	.	.	.
776,5	.	.	.	1788	925	.	.	.
787,5	518?	336	215	120	51	.	.	.

Wie die Figur zeigt, kommt das Minimum der Induktion am deutlichsten bei mittleren Feldstärken zum Ausdrucke, während es bei wachsender wie bei abnehmender Feldstärke allmählich verschwindet.

Von den in Fig. 48 verzeichneten Kurven lässt jene, welche einer Feldstärke von 1,017 C. G. S.-Einheiten entspricht, dieses Minimum am entschiedensten auftreten, weshalb Osmond diese Kurven zu einer näheren Betrachtung herausgreift. Bei derselben wächst die Induktion stetig und regelmässig von 20 bis 420° C., nimmt dann ab, um bei etwa 550° C. ein Minimum zu erreichen, steigt wieder bis zu einem Maximum bei etwa 720° C. und fällt dann rapid auf wenig über Null herab.

Da die in Rede stehende Feldstärke viel zu schwach ist, um das Eisen bei gewöhnlicher Temperatur sättigen zu können, so entspricht der erste, ansteigende Teil der Kurve der mit der Temperatur fortschreitenden Abnahme des Widerstandes, den das α-Eisen seiner Polarisation entgegensetzt. Osmond nimmt nun an, dass der Punkt B (bei 420° C.), bei welchem die Kurve zu steigen aufhört, die untere Grenze der kritischen Temperaturzone A_2, also den Beginn des Auftretens von β-Eisen bezeichnet. Wäre dies nicht der Fall, sondern träte das β-Eisen, wie man bisher annahm, erst bei etwa 700° C. auf, so würde die Kurve mit beschleunigter Geschwindigkeit weiter ansteigen, wie dies ungefähr die punktierte Linie BC andeutet. Mit fortschreitender Bildung von β-Eisen nimmt aber natürlich die Menge des vorhandenen α-Eisens ab, und ausserdem tritt noch ein neuer Widerstand auf, welcher die Polarisation des noch nicht magnetischen α-Eisens erschwert. Bei der schwachen Intensität des magnetischen Feldes ist dieser Widerstand recht erheblich.[1]) Daher müsste die Induktionskurve etwa in der durch die punktierte Kurve BD angedeuteten Art fallen, wenn nicht der durch die Bildung von β-Eisen hervorgerufene Widerstand von der Temperatur abhängig wäre. Thatsächlich nimmt aber dieser Widerstand bei steigender Temperatur mit beschleunigter Geschwindigkeit ab. So gelangt man also zu der wirklichen, zwischen BC und BD liegenden Kurve, welche sich zunächst dem Verlaufe von BD nähert, dann aber — entsprechend dem Verhältnisse, in welchem bei einer be-

1) Hans Kamps (Stahl u. Eisen 1900, S. 992) macht darauf aufmerksam, dass Osmond den Einfluss der Temperatur auf den Widerstand, den das in immer grösserer Menge sich bildende β-Eisen der Polarisation des α-Eisens entgegensetzt, etwas gar zu gross annahm, da dieser Widerstand schon in dem Temperaturintervalle zwischen 420 und 550° C. nahezu völlig aufgehoben werden soll.

stimmten Temperatur die verschiedenen das Phänomen beeinflussenden Faktoren zu einander stehen — BC korrespondiert. Hier schliesst Osmond seine Betrachtungen über die fragliche Kurve und wir folgen nun Hans Kamps,[1]) welcher dieselben im gleichen Sinne weiterführt. Er sagt: Die Kurve muss ihre steigende Tendenz verlieren, sobald die Menge des α-Eisens so gering geworden ist, dass die Leichtigkeit, womit infolge der hohen Temperatur die Polarisation ihres Restes erfolgt, hinter dem Einflusse des anderen Faktors, nämlich dem durch die Bildung des β-Eisens eingeführten Widerstande, zurücktritt. Im gleichen Augenblicke, in dem sich das letzte Molekül des α-Eisens in β-Eisen verwandelt, muss auch die magnetische Induktion auf den Nullwert herabsinken.

Das oben besprochene Minimum der Induktion wird nun um so weniger deutlich, je stärker das Feld wird. Dies kommt daher, weil die hysteresischen Widerstände immer leichter überwunden werden, sowie, weil sich die kritische Zone A_2 über ein wachsendes Temperaturintervall erstreckt.

Aber auch in schwächeren magnetischen Feldern zeigt das Minimum die Neigung sich zu verwischen, weil in diesen bei einer bestimmten Temperatur oberhalb der unteren Grenze von A_2 die Menge des β-Eisens geringer ist als in stärkeren Feldern und besonders, weil die absolute Menge des polarisierten Eisens bei einem schwachen Magnetisierungsfelde nur einen relativ kleinen Bruchteil des vorhandenen, leicht polarisierbaren α-Eisens ausmacht.

Wenn auch nicht unmittelbar hierher gehörig, müssen wir doch noch eine Betrachtung erwähnen, welche Osmond hier anknüpfend, über die letztpublizierten Kühlungskurven elektrolytischen Eisens (siehe Erster Teil, S. 244 und Fig. 85) anstellt. Diese Kurve zeigt nämlich für Ar_3 ein sehr plötzliches Ansteigen und Wiederabfallen, während Ar_2 allerdings bei 766° C. plötzlich ansteigt, dann aber sehr allmählich abfällt, und erst wieder kurz vor 580° C. ein kurzes, steileres Abfallen bemerklich macht. Da diesem letzteren Abfallen kein neues Ansteigen vorhergeht, kann es nicht gut einen neuen kritischen Punkt bedeuten, weshalb Osmond diesen Abfall für die untere Grenze der kritischen Zone A_2 hält.

---

1) l. c.

Aus den vorstehenden Betrachtungen, sowie aus Beobachtungen von Arnold und Howe über die Eigenschaften gehärteten, sehr kohlenstoffarmen Eisens, erhielt Osmond nachfolgende Werte für die untere Begrenzung der kritischen Zone A_2:

Roberts-Austen . . zwischen 600 und 550° C.
Curie . . . . bei 550° C.
Arnold . . . . . . zwischen 525 und 400° C.
Morris . . . . . . bei 420° C.
Howe . . . . unter 260° C.

d. h., er glaubt, dass das β-Eisen schon weit unter 700° C. auftritt.

Dass diese Zahlen nicht besser übereinstimmen, wird begreiflich, wenn man bedenkt, dass einerseits die magnetischen Erscheinungen sehr komplexer Natur sind, und daher kaum einen endgiltigen Aufschluss über diese Frage geben können, und dass, wie bekannt, andererseits der Einfluss fremder Elemente auf die Lage der kritischen Punkte ein sehr grosser ist.

Die höchste Temperatur für die untere Grenze des kritischen Temperaturintervalles A_2 findet sich bei elektrolytischem Eisen, das nach dem Erhitzen im Vakuum höchstens noch geringe Mengen von Wasserstoff enthält. Sie liegt in diesem Falle nach Roberts-Austen zwischen 600 und 550° C. Diese Temperatur sinkt dann um so tiefer, je mehr fremde Stoffe das Eisen enthält. So liegt sie bei Arnold's Stahl mit 0,07 % Kohlenstoff zwischen 525 und 400° C., bei dem weniger reinen Stabe von Dr. Morris bei 420 C. und bei Howe's Stahl, der 0,21 % Kohlenstoff und 1,19 % Mangan enthielt, ist es nicht unmöglich, dass die Umwandlung selbst bei gewöhnlicher Temperatur noch keine vollständige sein könne.

Ein weiteres Eingehen auf die verschiedenen Studien, welche bezüglich des Einflusses der Temperatur u. s. w. auf die magnetischen Eigenschaften von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen ausgeführt wird, würde uns hier zu weit führen; und es muss daher auf die einschlägigen Originalpublikationen verwiesen werden.[1]) Es bleibt uns somit nur mehr übrig, den Einfluss anderer Elemente auf die Eisenlegierungen kurz zu besprechen.

---

1) Auf eine für die Praxis interessante Abhandlung von Hans Kamps über den Einfluss des Ausglühens auf die magnetischen Eigenschaften von Flusseisenblechen (Stahl u. Eisen 1899, S. 1120, 1154) möge schon hier verwiesen werden.

Mangan.

Manganstahle, deren kritische Punkte A_2 oberhalb der gewöhnlichen Lufttemperatur liegen, werden nach langsamer Abkühlung unter A_2 magnetisch; in diesem Zustande sind sie sogar fähig, permanent magnetisch zu werden, wenn A_2 höher als 400° C. liegt.

Hadfield hat gefunden, dass ein nicht magnetischer Stahl mit 12 % Mangan und sehr geringem Kohlenstoffgehalte, wenn er tagelang auf hohe Temperatur erhitzt wird, eine allotrope Zustandsänderung erfährt und magnetisch wird. Nach H. Le Chatelier[1]) genügt es, diesen Stahl auf 500 bis 650° zu erhitzen, um ihn magnetisch zu machen; bei einer Erhitzung auf 550° vollzieht sich diese Umwandlung im Verlaufe von ein bis zwei Stunden vollständig. Will man das Metall umgekehrt aus dem magnetischen in den unmagnetischen Zustand bringen, so muss es auf wenigstens 800° erhitzt und so rasch abgekühlt werden, dass die zwischen 500 und 600° eintretende Umwandlung ausbleibt. Da jedoch die Umwandlungsgeschwindigkeit eine sehr geringe ist, braucht auch die Abkühlung keine sehr rasche zu sein und Abkühlung an der Luft genügt zu diesem Zwecke vollkommen.

Nickel.

Hier sind hauptsächlich die Arbeiten von Ch. Ed. Guillaume[2]) und von F. Osmond[3]) zu erwähnen.

Die Hysteresis wird durch Nickel bedeutend vergrössert. Bei 4 % Nickel erreicht der Unterschied zwischen der Temperatur, bei welcher der Magnetismus beim Erwärmen verschwindet und jener, bei welcher er bei der Abkühlung auftritt, schon 100° C.; bei 8 % Nickel beträgt er 200°, bei 15 % Nickel 400° und bei 25 % Nickel ist er sogar grösser als 500° C.

Hier handelt es sich jedoch um irreversible Legierungen, d. h. um solche, welche — je nach dem vorherigen Gange der thermischen Behandlung — bei derselben Temperatur in zwei verschiedenen Zuständen existieren können. Die Nickelstahle verlieren bis zu einem Gehalte von 25 % den Magnetismus zwischen beginnender und Kirschrotglut und zwar bei einer um so tiefer

1) Compt. Rend. **119**, p. 272, 1894.
2) Bull. Soc. d'Encour., März 1898.
3) Compt. Rend., 30. Januar 1889.

liegenden Temperatur, je höher der Nickelgehalt steigt. Während der Abkühlung werden sie jedoch nicht wieder bei denselben Temperaturen magnetisch und sie erreichen den ursprünglichen Zustand nur bei einer Temperatur wieder, die viel tiefer liegt als jene, bei welcher der Magnetismus verloren ging. Die Temperatur, bei welcher der Magnetismus wieder erlangt wird, liegt um so tiefer, je höher der Nickelgehalt steigt. Bei 24 % Nickel erfolgt diese Umwandlung etwas unter 0°.

Die folgenden Osmond'schen Angaben zeigen die Transformationspunkte von Stahlen mit steigendem Nickelgehalte:

Zusammensetzung				Temperatur, bei welcher der Magnetismus	
C %	*Si* %	*Mn* %	*Ni* %	bei der Abkühlung auftritt °C.	beim Erwärmen verschwindet °C.
0,19	0,31	0,79	0,27	715	735
0,19	0,20	0,65	3,82	628	710
0,17	0,21	0,68	7,65	530	710
0,23	0,24	0,93	15,48	145	623
0,16	0,24	0,32	24,75	27	540
0,61	0,24	0,46	26,20	unter 0	540

Über 25 % hört die Irreversibilität der Legierungen plötzlich auf[1]) und die Hysteresis wird ohne Übergang plötzlich kleiner und nähert sich jener der Kohlenstoffstahle. Gleichzeitig werden die Nickelstahle plötzlich reversibel. Sie besitzen dann bei jeder Temperatur ganz bestimmte magnetische Eigenschaften, welche nicht mehr von den vorher durchlaufenden Temperaturen abhängen (Guillaume).

Wenn man die Kraft misst, welche nötig ist, um einen Elektromagneten von einem reversiblen Nickelstahlstabe abzureissen, der auf allmählich steigende Temperaturen erhitzt wird, so findet man, dass dieselbe bis zu einer bestimmten Temperatur konstant bleibt, sich weiterhin ziemlich rasch verringert, um sich schliesslich wieder allmählich Null zu nähern (Fig. 49, Tafel XIV). Bei dem Punkte *M* beginnt die Umwandlung des Metalles und ist beim Punkte *B* noch nicht gänzlich vollendet; doch kann vom

1) Nach neueren, später zu besprechenden Untersuchungen geht sie noch etwas weiter.

praktischen Gesichtspunkte aus der Punkt *C*, in welchem die verlängerte Linie *MB* die Temperaturachse schneidet, als jener Punkt angenommen werden, bei welchem der Magnetismus völlig verloren wird.

Nach Guillaume, welcher seine Untersuchungen mit Legierungen unter 40 % Nickel und bei Temperaturen bis 320° C. durchführte, lässt sich diese Temperatur *C* befriedigend durch die Formel

$$\Theta = 34{,}1\,(n - 26{,}7) - 0{,}80\,(n - 26{,}7)^2$$

ausdrücken, in welcher *n* den Nickelgehalt in Prozenten darstellt.

Die Guillaume'schen Beobachtungen für umkehrbare Nickelstahle mit hohem Nickelgehalte sind in der folgenden kleinen Tabelle zusammengestellt:

Chemische Zusammensetzung			Temperatur, bei welcher der Magnetismus	
C %	*Mn* %	*Ni* %	bei der Abkühlung auftritt °C.	beim Erwärmen verschwindet °C.
0,23	0,49	31,44	124	138
0,46	0,28	35,70	232	276
0,30	0,68	43,04	357	401
0,11	0,38	58,30	523	557
0,68	0,41	69,20	557	590
0,07	0,68	76,75	545	582
0,12	0,38	88,95	457	488
0,09	0,74	92,20	415	450
0,10	0,86	94,70	388	425
0,12	0,55	98,50	345	384

Dewar und Fleming[1]) und einige Jahre später Osmond[2]) fanden, dass ein Stahl mit 29 % Nickel beim Abkühlen in flüssiger Luft eine nicht umkehrbare Umwandlung erfahre, während bei einer oberhalb des Gefrierpunktes liegenden Umwandlungstemperatur eine umkehrbare Verwandlung eintritt.

Weitere Versuche von L. Dumas,[3]) welche sich auf verschiedene zwischen 22,64 % und 29,94 % Nickel enthaltende Stahle erstreckten, ergaben folgende Resultate:

1) Proc. Roy. Soc. **110,** 1896.

2) Compt. Rend., 5. Juni 1899.

3) Compt. Rend. **130,** Nr. 20 vom 3. Juli 1899.

Chemische Zusammensetzung			Umwandlungspunkt			
			nicht umkehrbar		umkehrbar	
Ni %	*C* %	*Mn* %	beim Erhitzen °C.	beim Erkalten °C.	beim Erhitzen °C.	beim Erkalten °C.
22,64	0,095	0,230	560	85	—	—
24,04	0,343	0,506	520	60	—	—
24,72	0,098	0,153	530	40	—	—
25,84	0,079	0,230	495	25	60	50
27,12	0,233	0,182	475	gegen — 30	95	90
27,72	0,251	0,364	425	„ — 70	95	90
28,82	0,110	0,650	410	„ — 60	100	90
29,94	0,260	0,492	—	nicht umgewandelt bei — 78	110	100

Von einem Nickelgehalte von 25,84 % an ist die gleichzeitige Existenz von umkehrbaren und nicht umkehrbaren Umwandlungen nachweisbar; mit steigendem Nickelgehalte steigen die Temperaturpunkte der umkehrbaren Umwandlungen, während jene der nicht umkehrbaren Umwandlungen sinken.

Legierungen mit weniger als 25 % Nickel zeigen, selbst in flüssiger Luft gekühlt, keine nicht umkehrbaren Umwandlungen, sobald ihr Kohlenstoffgehalt genügend hoch ist. Diese Legierungen weisen jedoch die umkehrbare Umwandlung auf, wenn ihr Nickelgehalt nicht zu sehr unter 26 % sinkt, wie folgende Zahlen lehren:

Chemische Zusammensetzung				Umwandlungspunkt	
Ni %	*C* %	*Mn* %	*Cr* %	umkehrbar °C.	nicht umkehrbar °C.
25,27	0,587	0,880	—	+ 75	nicht umgewandelt bei — 78
24,61	0,640	0,880	—	gegen — 25	nicht umgewandelt bei — 188
21,90	0,570	0,480	—	„ — 15	nicht umgewandelt bei — 78
16,05	0,535	0,828	3,02	nicht umgewandelt bei — 188	

Die beim Erkalten der Probestücke auftretende umkehrbare Umwandlung geht mit dem Erscheinen äusserst schwachen Magnetismusses Hand in Hand, dessen Stärke mit Erniedrigung der Temperatur wächst. Die drei oben angeführten Nickelstahlproben

wurden in Kohlensäureschnee deutlich magnetisch, und der Magnetismus der zweiten Probe nahm noch mehr zu, als er in flüssige Luft gebracht wurde. Hierbei ist noch zu erwähnen, dass selbst bei mehr als 100° C. in den drei Proben noch ein äusserst geringer Magnetismus zurückblieb, dessen Intensität mit der Temperatur nicht merkbar zu schwanken schien.

Bei Gegenwart von Kohlenstoff treten somit die umkehrbaren Umwandlungen selbst dann noch auf, wenn der Nickelgehalt auf 21,9 % sinkt; hierbei erniedrigt sich der Umwandlungspunkt mit abnehmendem Nickelgehalte. Hieraus schliesst der Verfasser, dass auch die Legierungen mit etwa 25 % Nickel und niederem Kohlenstoffgehalte die umkehrbare Umwandlung erleiden, dass sie also nacheinander unter dem Einflusse der Erkaltung der umkehrbaren und der nicht umkehrbaren Umwandlung unterliegen, dass jedoch erstere durch die intensivere nicht umkehrbare Umwandlung maskiert werde.[1])

Man kann daher die betreffenden Kurven des Osmond'schen Diagramms entsprechend verlängern (Fig. 50, Tafel XIV). Hieraus schliesst Dumas, dass die Kurven der Umwandlungspunkte des Eisens (nicht umkehrbare Umwandlungen) und die der Umwandlungspunkte des Nickels (umkehrbare Umwandlungen) sich schneiden, mithin verschieden sind. Hieraus folgt ferner, dass diese Kurven wahrscheinlich weder ein Minimum noch eine (eutektische) Horizontalstrecke besitzen werden.

Nickel erniedrigt die Umwandlungspunkte des Eisens, und das Eisen (nach einer anfänglichen Erhöhung) ebenso die des Nickels, woraus Dumas folgert, dass der Magnetismus bei Legierungen mit weniger als 25 % Nickel, die nicht unter dem Gefrierpunkt erkaltet wurden, nur vom Eisen, bei solchen mit mehr als 26 % Nickel aber nur vom Nickel herrührt. Zwischen 25 und 26 % Nickel ist bei gewöhnlicher Temperatur der Magnetismus fast vollständig verschwunden.

---

1) Es könnte jedoch auch ganz gut der Fall sein, dass die nicht umkehrbare Umwandlung nur dann eintreten könne, wenn die vorhergehende umkehrbare Umwandlung ausblieb. Thatsächlich kann erstere Umwandlung unterbleiben, wenn die Abkühlung sehr rasch erfolgt oder bei Gegenwart einer genügenden Menge von Kohlenstoff.

Chrom.

Das praktische Interesse, welches die Nickel-Chromstahle gefunden haben, war die Veranlassung, auch diese bezüglich ihres magnetischen Verhaltens zu untersuchen. Guillaume sowohl als Dumas fanden, dass Chrom auf irreversible Nickelstahle mit weniger als 25 % Nickel ähnlich wie Kohlenstoff die magnetische Umwandlungstemperatur stark herabdrückt. Während ein Nickelstahl unter gewöhnlichen Verhältnissen bei seiner Abkühlung etwas unter 100° magnetisch wird, bleibt er bei Gegenwart von nur 3 % Chrom selbst in flüssiger Luft, also bei − 180° C. unmagnetisch.

Bei reversiblen Nickelstahlen mit weniger als 30 % Nickel scheint das Chrom die magnetische Transformationstemperatur zu erhöhen; bei nickelreicheren Legierungen hingegen scheint das Chrom in entgegengesetztem Sinne zu wirken.

Bei den von Osmond untersuchten nickelfreien Chromstahlen scheint der magnetische Transformationspunkt vom Chromgehalte unabhängig zu sein.

Nach den früher erwähnten Angaben von Frau Sklodowska Curie liegt bei einem Stahl mit 3,4 % Chrom und 1,07 % Kohlenstoff der magnetische Transformationspunkt beim Erwärmen bei 746°, beim Abkühlen bei 727° C., während bei einem Kohlenstoffstahl mit gleichem Kohlenstoffgehalte die magnetische Umwandlung zwischen 725 und 695° C. erfolgt. Hiernach scheint das Chrom den Transformationspunkt der Koklenstoffstahle jenem weicher Stahle näher zu bringen.

Bezüglich der übrigen Elemente kann auf die früher mitgeteilten Untersuchungen von Frau Sklodowska Curie verwiesen werden.

Drittes Buch.

Beziehungen zwischen Konstitution, Bearbeitung und mechanischen Eigenschaften der Eisenlegierungen.

Erstes Kapitel.

Allgemeines.

Die mechanischen Eigenschaften, mit welchen wir uns hier zu beschäftigen haben, lassen sich ungezwungen in zwei Gruppen teilen:

1. Die mechanischen Eigenschaften des bearbeiteten Materiales und
2. die Bearbeitungseigenschaften.

Erstere hängen nicht allein von der chemischen Elementarzusammensetzung, sondern auch von der chemischen und morphologischen Konstitution, von der Korngrösse, der vorhergegangenen mechanischen Bearbeitung und von der Temperatur ab, bei welcher das Material zur Beobachtung vorliegt.

Letztere sind hingegen hauptsächlich durch die chemische Zusammensetzung bestimmt, da die meisten der anderen Bedingungen der Art der Bearbeitung entsprechend, innerhalb bestimmter Grenzen nach Belieben verändert werden können.

Die wichtigsten mechanischen Eigenschaften des fertigen Materiales sind seine Festigkeit, Zähigkeit, Elastizität und Härte.

Die Festigkeit, d. i. der Widerstand, welchen das Material der Trennung seiner Teilchen entgegensetzt, ist eine Wirkung der Kohäsion. Gewöhnlich wird nur die absolute oder Reissfestigkeit, seltener die rückwirkende oder Druckfestig-

keit bestimmt.[1]) Die übrigen Arten der Festigkeit (vielleicht noch die Scheerfestigkeit ausgenommen) kommen fast nie in Betracht.

Die Reissfestigkeit (auch Bruchspannung σ_B genannt) wird gemessen durch die Grösse der Last, welche an einem an seinem oberen Ende fixierten Stabe auf die Flächeneinheit des Querschnittes am unteren Ende angehängt werden muss, um Bruch zu erzielen. Man giebt dieselbe in Kilogrammen pro Quadratmillimeter, oder in Tonnen pro Quadratcentimeter an.[2])

Ganz ebenso wird die Druckfestigkeit gemessen.

Die Zähigkeit wird gewöhnlich durch die Formveränderungen gemessen, welche das Material bei der Festigkeitsprüfung vor Eintritt des Bruches erleidet. Es sind dies die Querschnittsveränderung oder Kontraktion, die in Prozenten des ursprünglichen Querschnittes ausgedrückt wird, und die Dehnung an der Bruchgrenze, die in Prozenten der ursprünglichen Länge angegeben wird.

Zu letzterem Zwecke bringt man auf dem Probestücke vor Beginn des Zerreissversuches in bestimmten Entfernungen (gewöhnlich 200 mm, aber auch 100 mm und selbst 50 mm) Marken an, und misst die Entfernung dieser Marken neuerdings nach erfolgtem Bruche. Da sich nun die Dehnung nicht auf die ganze Länge des Probestabes, sondern nur auf relativ kurze, aber je nach den Eigenschaften des Materiales verschieden lange zu beiden Seiten der Bruchstelle liegende Partien desselben erstreckt, wird natürlich der Wert der in Prozenten der ursprünglichen Markendistanz ausgedrückten Dehnung um so grösser werden, je kleiner die Entfernung dieser Marken vor dem Versuche war. Es ist somit einleuchtend, dass nur solche Angaben über die Dehnung an der Bruchgrenze miteinander verglichen werden können, die sich auf gleiche Markendistanzen beziehen.

Zur Messung der Elastizität hat man verschiedene Grössen benutzt.

---

1) Da über dieselbe bisher nur wenig zusammenhängende Untersuchungen vorliegen, werden wir sie in folgendem nicht berücksichtigen.

2) In England und teilweise auch in Amerika wird sie in englischen Pfunden oder in Tonnen per 1 □ Zoll englisch ausgedrückt. Es ist

1 Pfund pro □ Zoll = 0,07030954 kg pro cm^2
1 t „ □ „ = 157,49 „ „ „

So ist die Elastizitätsgrenze jene Maximalbelastung, die man einem Stabe auf die Flächeneinheit seines Querschnittes geben kann, dass die dadurch hervorgerufene Verlängerung des Stabes nach Entfernung der Last wieder verschwindet, welche also gerade noch nicht verhindert, dass der Stab nach Aufhören des auf ihn einwirkenden Zwanges seine ursprünglichen Dimensionen wieder einnehmen kann.

Verfolgt man die Längenänderung, welche ein Stab mit wachsender Belastung erfährt, so findet man, dass im Anfange die Dehnung proportional der Belastung wächst; später wächst sie schneller als die Belastung, bis endlich die Elastizitätsgrenze überschritten ist, in welchem Falle, wie schon erwähnt, eine auch nach Aufhören der Last bleibende Dehnung resultiert.[1]) Jene Last nun, welche (auf die Flächeneinheit des Querschnittes bezogen) dem Maximum der der Belastung proportionalen Längenänderung entspricht, nennt man Proportionalitätsgrenze.

Nimmt man nun an, dass man imstande wäre, die elastische Dehnung des Materiales so weit zu treiben, dass sich die Länge desselben verdoppelt (was nur in den seltensten Fällen — z. B. bei Kautschuk — möglich ist), so würde hierzu pro Flächeneinheit des Querschnittes eine Belastung nötig sein, die man Elastizitäts-Modul genannt hat.

Was man beim Stahl gewöhnlich als „Härte" bezeichnet, und was entweder durch die Reissfestigkeit oder durch das Verhalten bei der Schmiedeprobe bestimmt wird, stimmt keineswegs mit dem eigentlichen Begriffe des Wortes Härte überein. Auf diesem Wege erhält man nur insofern ein Bild von der Härte der Materialien, als dieselbe mit den übrigen mechanischen Eigenschaften im Zusammenhange steht. Dies ist aber nur dann der Fall, wenn man es ausschliesslich mit Materialien analoger Zusammensetzung — z. B. mit reinem Kohlenstoffstahl — zu thun hat. Sobald aber auch andere, die Härte beeinflussende Elemente in variablen Mengen auftreten, ist ein Schluss auf die Härte aus den erwähnten Beobachtungen sehr gewagt.

H. Behrens,[2]) der zur Bestimmung der Härte unter dem Mikroskope Nadeln aus verschieden harten Materialien benutzt —

---

1) Natürlich ist die während der Belastung eintretende Dehnung stets grösser als die bleibende Dehnung nach Entfernung der Last.

2) H. Behrens, „Das mikroskopische Gefüge der Metalle u. Legierungen". S. 21.

also ganz analog der mineralogischen Härtebestimmung verfährt, sagt darüber ganz richtig:

„Es ist kaum glaublich, wie weit die landläufigen Angaben von den Ergebnissen der Härtungsprobe abweichen. Es liegt dies zum Teile an Unkenntnis, zum Teile an unbestimmtem Sprachgebrauche und unklaren Vorstellungen, von dem, was man unter Härte verstehen will. Für Mineralien, die der Mehrzahl nach ziemlich spröde sind, ist dies verhältnismässig ziemlich leicht festzustellen; anders ist es bei Metallen, wo Festigkeit und Dehnbarkeit mit der Härte zusammenwirken, mechanischen Eingriffen Widerstand zu leisten. — Ganz allgemein übersieht man, dass viele Legierungen Gemenge ungleich harter Substanzen sind, deren Härten oft recht weit auseinanderliegen — in Glockenbronze z. B. 3,6 und 6,2 der Mohs'schen Skala. Man würde ebensogut von der Härte eines Telegraphenkabels sprechen können, als von der Härte einer solchen Bronze."

„Daneben wird vielfach Härte und Widerstand gegen Abreiben oder Abschaben (Feilen) als gleichbedeutend angesehen, und dies hat zu argen Übertreibungen Anlass gegeben. Glockenbronze gilt für sehr hart, kaum zu feilen, in Wirklichkeit ist sie mühsam zu feilen, weil sie elastisch und von feinem Gefüge ist, infolge davon unter der Feile glatt, und nur unter Anwendung von starkem Druck tief zu ritzen. Ihre grösste Härte liegt der des Feldspates nahe (6 bis 6,2). — Eins der merkwürdigsten Beispiele von diesen Verwechselungen findet man in den Angaben über die Eigenschaften des viel besprochenen, schier sagenumwobenen 10proz. Aluminiumkupfers (der Aluminiumbronze). Diese Legierung soll härter sein als gewöhnliche Bronze (Debray), nach anderen so hart wie Eisen, und bei genauer Prüfung wird ihre Härte gleich der von Messing gefunden, nur wenig härter als die von reinem Kupfer! — Allerdings feilt sich Aluminiumkupfer langsam und mit auffallend glatter Fläche, es übertrifft hierin das Eisen und steht auf gleicher Stufe mit ausgeglühtem Stahle. Die Ursache dieses Verhaltens ist indessen nicht ungewöhnliche Härte, sondern filziges Gefüge und ungewöhnliche Festigkeit (60 kg gegen 40 kg bei Eisen), welche das Losreissen von Feilspähnen in hohem Maasse erschwert. Es kommt aber nicht darauf an, wie tief die Ritzung ausfällt, oder wie viel abgerieben wird, sondern es handelt sich lediglich darum, ob das

zu untersuchende Material überhaupt durch ein anderes, mit dem es verglichen werden soll, angestochen oder geritzt wird. Wohl wäre es bequemer, dem täglichen Sprachgebrauche zu folgen, dem alles für hart gilt, was auf der Werkbank schwer zu bearbeiten ist; aber alsdann müsste Kautschuk als eine der härtesten Substanzen gelten, weil er von der Feile gar nicht angegriffen wird und der Abreibung durch Schleifen zehnmal mehr Widerstand leistet als Basalt."

„Untersucht man die Härte von gewalztem und gezogenem Metalle, so begegnet man alsbald einem scheinbar widersprechenden Verhalten. Man spricht von hartgezogenem Drahte, von federhartem Bleche, und doch lässt die Härteprobe[1]) keinen nennenswerten Unterschied zwischen hartgezogenem und ausgeglühtem Draht, zwischen gehämmertem und ausgeglühtem Bleche wahrnehmen. Das Gefüge scheint überhaupt von untergeordneter Bedeutung für die Härte, denn es ist auch kein nennenswerter Unterschied zwischen grobkrystallinischem gegossenen Kupfer und zwischen feinkörnigem geschmiedeten Kupfer zu finden. Ganz anders ist es mit der Festigkeit und Biegsamkeit bestellt, die in hohem Maasse vom Gefüge abhängen. Bruchfestigkeit und Biegsamkeit werden durch Krystallisation vermindert, in um so stärkerem Maasse, je grösser die Krystalle werden. Dabei nimmt die Steifigkeit zu, d. h. das Biegen oder Aushämmern von krystallisiertem Metalle erfordert grösseren Kraftaufwand, als die gleiche Bearbeitung von feinkörnigem Metalle."

Wollen wir somit eine Definition für die Härte aufstellen, so können wir sagen: sie ist der Widerstand, den ein Körper der Trennung seiner Teilchen auf glatter Oberfläche durch Ritzen mit einem anderen scharfkantigen Körper entgegenstellt.

Wenn man nun auch etwa die Mohs'sche Härteskala benutzen wollte, so ist doch klar, dass es kein eigentliches, absolutes Maass der Härte giebt; es sind daher alle Versuche zu begrüssen, welche beabsichtigen eine Methode zu finden, welche — praktisch leicht durchführbar — verlässliche Resultate giebt und gestattet, den Härtegrad in präzisen, allgemein verständlichen Zahlen auszudrücken.

---

1) Behrens'sche.

Es würde zu weit führen, hier alle bekannt gewordenen Methoden zur Härtebestimmung zu besprechen.[1]) Sie basieren hauptsächlich auf der Einwirkung eines langsamen Druckes, auf der Schlagwirkung und auf dem Anritzen. Während nun die meisten dieser Methoden auf der Annahme basieren, dass Härte der Widerstand sei, welchen ein Material dem Eindringen eines fremden Körpers entgegensetzt, definiert Kirsch die Härte als die mehr oder weniger stark entwickelte Fähigkeit eines Materiales, seine Form unverändert zu erhalten, und gelangt zu dem Ergebnisse, dass die Härte im allgemeinen durch die Fliessgrenze, die Oberflächenhärte aber durch den Druck eines Normalkörpers beim Beginne bleibender Eindrückung gemessen werde.

Zur Bestimmung der Oberflächenhärte empfiehlt Kirsch die Anwendung eines Druckstempels, welcher eine genau abgemessene Druckfläche besitzt (5 mm Durchmesser), dessen Druck auf die zu untersuchende geebnete Fläche so lange gesteigert wird, bis bleibende Eindringungen (0,01 mm) beobachtet werden.

Dieser Methode sehr nahe kommt der Vorschlag Kick's, die Scheerfestigkeit zur Härtebestimmung zu benutzen, da diese und die Fliessgrenze in sehr enger Beziehung zu einander stehen.

Martens benutzt die Ritzmethode. Als Härteziffer dient ihm jene Belastung eines über die zu untersuchende glatte Fläche gezogenen Diamanten, bei welcher derselbe einen Ritz von 0,005 mm Breite verursacht.

Neben der Härte ist noch die Härtungsfähigkeit oder Härtbarkeit zu besprechen, d. h. die Fähigkeit des Metalles nach dem Erhitzen über A_1 und hierauffolgendem raschen Abkühlen (Härten) andere Eigenschaften (namentlich grössere Festigkeit, aber auch grössere, oder richtiger gleichmässige) Härte anzunehmen.

Ein besonderer Fall muss noch eingehend besprochen werden; es ist dies die sogenannte kalte Bearbeitung.[2]) Bei allen Arten der kalten Bearbeitung scheint der erzielte Effekt (Erhöhung der Elastizitätsgrenze, der Festigkeit und der Sprödigkeit, also Verminderung der Zähigkeit) in ursächlichem Zusammenhange mit

---

1) Kirsch hat eine kurze, vergleichende Darstellung (Mitteilg. d. k. k. techn. Gewerbemuseums in Wien, 1891, S. 79) gegeben, auf welche hier verwiesen werden muss. (Siehe übrigens auch später.)

2) Siehe auch Zweiter Teil, Erstes Buch dieses Werkes.

einer bleibenden Lageveränderung der Metallteilchen (Distorsion) zu stehen. Pressung, welche keine permanente Distorsion bewirkt, wenn also z. B. ein Stück Eisen von allen Seiten gleichmässig zusammengedrückt wird, scheint die spezifische Wirkung der kalten Bearbeitung nicht hervorzubringen.

Wie schon erwähnt, wird durch die kalte Bearbeitung Elastizitätsgrenze und Festigkeit erhöht, die Zähigkeit aber verringert; hingegen erleiden der Elastizitätsmodul, die Dichte und das elektrische Leitungsvermögen hierdurch nur sehr geringe Änderungen. Dass die Härte hierbei keine Veränderung erleidet, wurde schon früher gesagt.

Diese Veränderungen sind aber nicht bloss auf jene Richtung beschränkt, in welcher die Bearbeitung erfolgte. So vergrössert eine Bearbeitung in der Längsrichtung die Festigkeit sowohl der Länge nach als auch der Quere nach, und umgekehrt.

Ein interessantes Beispiel hierfür bieten die von R. B. Kernshan[1]) mit Kesselblechen (30 × 16 × $^3/_8$″ engl.) ausgeführten Versuche, welche folgende Ergebnisse lieferten:

Zusammensetzung		Nr	Kontraktion %	Dehnung %	Belastung an der Elastizitätsgrenze in engl. Pfund	Bruchbelastung in Pfund pro 1 □ Zoll englisch	Elastizitäts-Modul an der Elastizitätsgrenze	Elastizitäts-Modul bei der halben Elastizitätsgrenze
	längs	1	43,1	26,3	34980	58290	18170000	38160000
	längs	2	46,6	28,1	34760	57500	19310000	40390000
	längs	3	47,4	24,4	34980	58370	21860000	—
	längs	4	45,9	26,5	34980	58060	18900000	42910000
	längs	5	47,2	25,6	35630	58270	19200000	38160000
0,18 % C .	längs	6	40,1	25,0	35050	57850	18940000	43000000
0,04 „ S .	Mittel		45,1	26,0	35063	58057	19393000	40520000
0,032 % P .	quer	7	44,6	24,4	34650	58270	18480000	44150000
0,45 „ Mn	quer	8	44,4	24,4	33550	58730	26840000	41560000
	quer	9	46,1	23,8	33550	58490	26810000	39250000
	quer	10	44,5	22,5	34520	59470	15010000	64800000
	quer	11	45,2	23,8	35680	58170	23780000	45440000
	quer	12	46,4	25,0	34650	58399	27730000	50460000
	Mittel		45,2	24,0	34433	58587	23113000	45943000

1) The Digest 1897, p. 3; Baumaterialkunde II, S. 227.

Zusammensetzung		Nr.	Kontraktion %	Dehnung %	Belastung an der Elastizitätsgrenze in engl. Pfund	Bruchbelastung in Pfund pro 1 □ Zoll englisch	Elastizitäts-Modul an der Elastizitätsgrenze	Elastizitäts-Modul bei der halben Elastizitätsgrenze
	längs	13	62,0	31,9	25810	47690	17200000	42730000
	längs	14	64,3	35,0	25820	47230	16660000	52425000
	längs	15	62,1	32,5	26330	47690	30080000	55440000
	längs	16	62,8	33,8	25920	47130	19200000	39320000
0,13 % C .	längs	17	66,5	33,1	24880	47880	21635000	50040000
0,026 „ S .	längs	18	64,8	32,5	26310	47020	20240000	45770000
0,004 „ P .	Mittel		63,7	33,1	25845	47275	20836000	47021000
0,45 % Mn	quer	19	58,5	33,7	25850	47600	23500000	42060000
	quer	20	62,7	33,8	25920	47000	23560000	39500000
	quer	21	67,0	33,1	25570	46970	26225000	45260000
	quer	22	60,0	32,5	26590	46820	18330000	45450000
	quer	23	60,1	33,1	26910	47320	15380000	46410000
	quer	24	59,9	33,1	26730	47120	22270000	50800000
	Mittel		61,4	33,2	26260	47140	21544000	44827000
	quer	25	52,7	28,1	33780	55340	14080000	35560000
	quer	26	50,4	26,9	33340	55340	14490000	44440000
	quer	27	51,3	28,1	32480	55960	20305000	36460000
	quer	28	50,7	27,5	31340	55110	17910000	40140000
	quer	29	53,6	27,5	31640	55275	25320000	35530000
0,19 % C .	quer	30	50,0	28,1	30360	55460	18400000	42020000
0,052 „ S .	Mittel		51,5	27,7	32157	55414	18415000	39025000
0,04 % P .	längs	31	48,3	25,0	30550	54675	24460000	32580000
0,45 „ Mn	längs	32	39,1	12,5	32960	57250	11990000	42040000
	längs	33	55,9	28,8	32590	56075	25080000	35975000
	längs	34	54,5	25,6	32920	56200	26340000	54200000
	längs	35	49,5	25,6	33130	55700	14400000	38960000
	längs	36	52,8	25,6	33610	55600	24560000	40720000
	Mittel		50,0	23,4	32627	50917	21138000	40746000
	quer	37	51,3	25,0	34350	58290	19630000	39960000
	quer	38	53,6	24,4	34290	57900	28580000	59740000
	quer	39	53,1	27,5	32790	56150	22610000	36430000
	quer	40	57,0	25,0	31170	55360	15990000	50640000
0,13 % C .	quer	41	52,3	26,9	32760	55590	24270000	47230000
0,031 „ S .	quer	42	53,0	28,8	31810	55710	21210000	35020000
	Mittel		53,4	26,3	32862	56500	22048000	44837000

Zusammen-setzung		Nr	Kontraktion %	Dehnung %	Belastung an der Elastizitäts-grenze in engl Pfund	Bruchbelastung in Pfund pro 1 □ Zoll englisch	Elastizitäts-Modul	
							an der Elastizitäts-grenze	bei der halben Elastizitäts-grenze
0,028 % *P*.	längs	43	63,0	.	33080	51910	25450000	40140000
0,096 „ *Mn*		44	65,6	.	34630	51150	26640000	52430000
		45	61,0	.	34800	51290	25780000	41450000
		46	63,4	.	32830	51710	26270000	40680000
		47	63,5	.	33140	51150	25500000	38900000
		48	60,6	.	33180	53290	27590000	37560000
	Mittel		63,0	.	33610	51750	26265000	41827000

Bei den beiden ersten Proben war die Walzrichtung senkrecht, bei den beiden letzten parallel zur Längsachse des Bleches.

Unsere Reiss- und Biegeproben u. s. w. sind — wenn sie, wie gewöhnlich, so weit geführt werden, dass eine bleibende Deformation eintritt — nichts anderes, als verschiedene Formen der kalten Bearbeitung.

Betrachten wir einmal die Längeveränderungen, welche ein Eisen- oder Stahlstab erleidet, der — in eine Zerreissmaschine eingespannt — wachsenden Belastungen ausgesetzt wird (Fig. 51, Tafel XV).

War der Stahl weder gehärtet, noch kalt bearbeitet, so erhält man häufig Ausdehnungs-Diagramme der Form *abcd*, d. h. während anfangs die Länge des Stabes annähernd proportional der Belastung wächst, tritt plötzlich bei einer gewissen Belastung (die man als Fliessgrenze bezeichnet hat) eine relativ langsam verlaufende Ausdehnung des Stabes ein (das Fliessen), ohne dass die Last eine Vergrösserung erlitten hätte, und erst wenn diese Dehnung einen gewissen Wert erreicht hat und stationär geworden ist, muss man, um eine weitere Dehnung hervorzurufen, wieder eine Vergrösserung der Belastung eintreten lassen.

Dieser Absatz in der Dehnungskurve, der allerdings nicht immer so scharf markiert auftritt, wie in der Figur gezeichnet, deutet nun an, dass, während vor Eintritt desselben die Deformation nahezu proportional dem Kraftaufwande verläuft — wenn dieser Punkt der Kurve erreicht ist, eine weitere Deformation

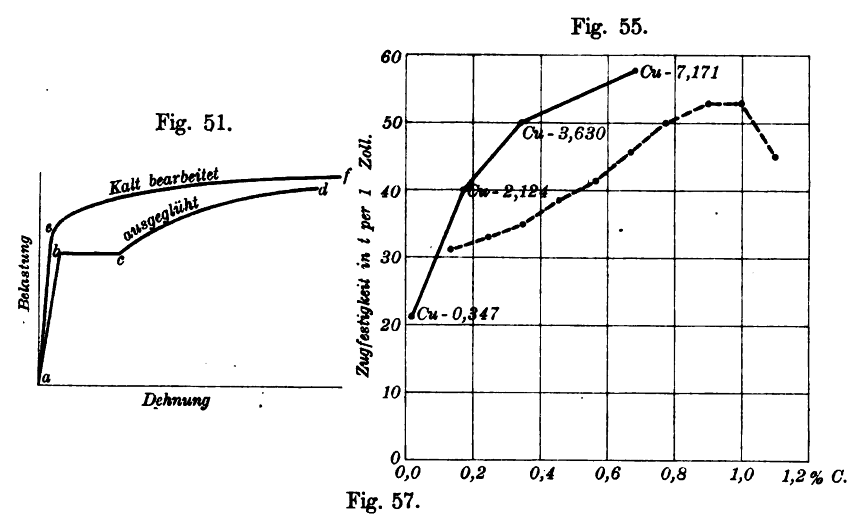
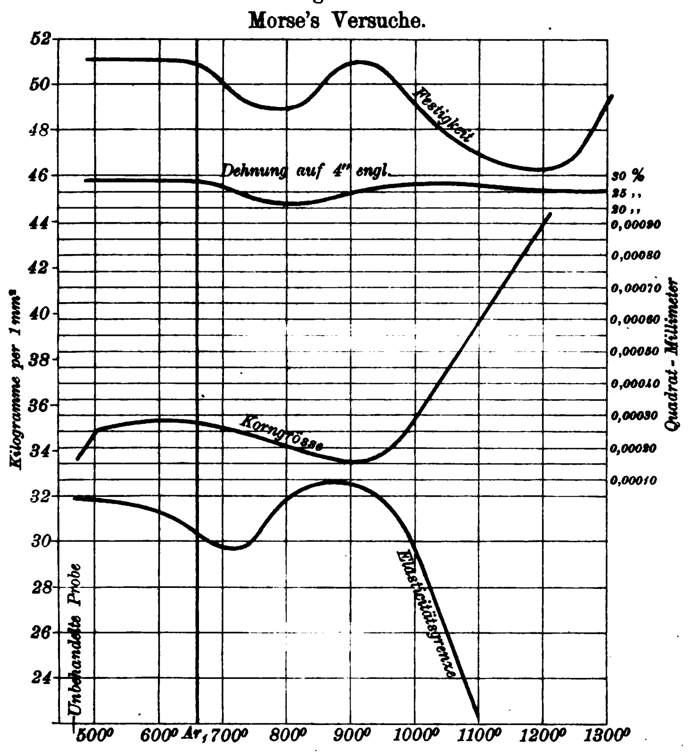


Fig. 51.

Fig. 55.

Fig. 57.
Morse's Versuche.



Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig.

schon bei verhältnismässig kleinem Kraftaufwande, ja selbst ohne einen solchen vor sich geht. Ja, in manchen Fällen schreitet die Deformation selbst dann noch weiter fort, wenn nach Erreichung der Fliessgrenze die Belastung wieder vermindert wird.

Im allgemeinen zeigt nun Eisen und Stahl, das einmal über die Fliessgrenze hinaus belastet oder einer anderen Form der kalten Bearbeitung unterzogen worden war, bei einer neuerlichen Wiederholung des Dehnungsversuches keine derartige Unterbrechung mehr, sondern giebt eine kontinuierlich verlaufende Dehnungskurve (etwa wie *aef*).

Wird jedoch solches Eisen ausgeglüht, so werden die Wirkungen der kalten Bearbeitung wieder aufgehoben, und es zeigt sich bei neuerlicher Prüfung abermals ein Fliessen. Hiernach kann man ausgeglühtes Eisen als fliessungsfähig, kalt bearbeitetes aber als geflossen oder als nicht (mehr) fliessungsfähig bezeichnen.

Charpy[1]) vergleicht diese Unterbrechung in der Dehnungskurve mit jener in der Kompressionskurve vom Quecksilberjodid, welches bei einer gewissen Pressung von der gelben in die rote Modifikation übergeht. Doch finden wir[2]) analoge Kurven auch schon bei der Kondensation der Gase, beispielsweise von Wasserdampf zu Wasser. Wenn wir nämlich bei einer gegebenen Temperatur die Pressung von (überhitztem) Wasserdampf steigern, so nimmt das Volumen so lange nahezu proportional der Drucksteigerung ab, bis der Dampf gesättigt ist. Von diesem Punkte an beginnt sich der Dampf bei weiterem Druckzuwachse zu kondensieren, und wir erhalten somit für den Wasserdampf eine Druckvolumenkurve von der nämlichen Form, wie die eben besprochene Zugdehnungskurve des Eisens.

Aber noch einige andere sehr merkwürdige Änderungen in den Eigenschaften des Eisens werden durch die kalte Bearbeitung hervorgerufen:

Kalt bearbeiteter Stahl wird nach Osmond[3]) von verdünnten Mineralsäuren weit rascher angegriffen als ausgeglühter, während

1) Compt. Rend. **97**, p. 851, 1893.
2) H. M. Howe, Journ. Iron Steel Inst. 1895, II.
3) Ann. des mines, 8. Sér. **8**, p. 46, 1886.

nach T. Andrews[1]) Seewasser langsamer auf denselben einwirkt. Ob derselbe beim Lösen mehr Wärme entwickelt als im ausgeglühten Zustande, wie aus den Versuchen von Osmond und Werth[2]) hervorgehen würde, ist noch nicht sicher, da die fraglichen Versuche nicht einwurfsfrei sind.[3])

Endlich tritt nach Charpy[4]) gleichzeitig mit dem Fliessen ein plötzliches Wachsen der magnetischen Remanenz ein.

Vergleichen wir nun die Wirkungen der kalten Bearbeitung von Eisen und Stahl mit jenen, welche an den übrigen schmiedbaren Metallen auftreten, so finden wir nur qualitative Unterschiede.

---

1) Proc. Inst. Civil Eng., **98**, 4. Teil, 1893—1894.

2) Ann. des mines, 8. Sér. **8**, p. 36, 1885.

3) Von zwei Stahlsorten wurden je drei Proben im ausgeglühten, gehärteten und im kalt geschmiedeten Zustande, von einer dritten Stahlsorte zwei Proben, die eine ausgeglüht, die andere kalt gehämmert, in einem Kalorimeter gelöst. In jedem Falle entwickelten die gehärteten und die kalt gehämmerten Proben mehr Wärme als die ausgeglühten. Doch haben wir hier mit folgenden zwei Fehlerquellen zu thun: 1. Die Proben, welche so fein waren, dass sie ein Seidensieb Nr. 100 passierten, wurden teilweise durch Feilen erhalten, und es ist unbekannt, ob und wie stark dieselben durch Feilenstückchen verunreinigt waren. 2. Die ausgeglühten Proben wurden in einem Wasserstoffstrome allmählich zur Rotglut erhitzt und darin langsam auskühlen lassen. Nun hat, wie Osmond und Werth selbst hervorheben, Forquignon (Ann. Chem. Phys., 5. Sér. **3**, p. 433, 1883) gezeigt, dass Eisen durch Wasserstoff nach und nach entkohlt wird und dass dieser Entkohlung eine rasche Zustandsänderung des Kohlenstoffes vorhergeht. Obwohl diese Einwirkung des Wasserstoffes bei Forquignon weit länger dauerte als bei Osmond und Werth, kann dieser Unterschied doch durch die grosse Feinheit ihrer Proben in beträchtlicher Weise kompensiert worden sein. Ihre Proben waren ein feines Pulver, jene Forquignon's ziemlich grobe Stücke, und diese Stücke wurden nach 21stündigem Erhitzen in Wasserstoff gut schmiedbar. In einem anderen Falle verloren kleine Körner von Gusseisen in 46 Stunden nicht weniger als 1,44 % Kohlenstoff.

Die schnelle Einwirkung des Wasserstoffes auf den Kohlenstoff ist auch aus den Versuchen von Osmond und Werth (l. c., p. 25) ersichtlich, bei welchen Stahl, der im naturharten Zustande nach Eggertz's Methode 0,91 % Kohlenstoffgehalt ergab nach Erhitzen und Erkalten in Wasserstoff (was zusammen nur einige Minuten dauerte) nur mehr 0,45 % Kohlenstoff ergab.

4) Compt. Rend. **97**, 1893.

Bei allen Metallen bewirkt die kalte Bearbeitung eine bedeutende Erhöhung der Elastizitätsgrenze, der Festigkeit und der Sprödigkeit, sie verändert anscheinend Dichte und elektrisches Leitungsvermögen wenig, vergrössert aber den Ausdehnungskoëffizienten.

In quantitativer Beziehung wird die Festigkeit des Eisens nur selten mehr als verdoppelt, während die Festigkeit des hart gezogenen Kupferdrahtes mehr als doppelt so gross ist, als bei ausgeglühtem Metall. Bei Aluminium lässt sich die Festigkeit auf das 1,55 bis 1,67 fache, ja in einem besonderen Falle fast auf das fünffache, die Elastizitätsgrenze auf das doppelte erhöhen.[1])

Die Verringerung des elektrischen Leitungsvermögens beträgt bei kalter Bearbeitung (Drahtziehen)

bei Eisen und Stahl . . .	bis zu 4,3 %
„ Kupfer	1½ bis 4 % (Mittel 2,8 %)
„ Gold und Wismuth . .	noch weniger
„ Silber	etwa 11 %.

Hier muss noch hervorgehoben werden, dass die früher erwähnte Unterbrechung der Dehnungskurve bei den übrigen Metallen nur selten auftritt, z. B. hin und wieder bei Kupfer. Bull's Metall giebt in der Kälte eine ganze Reihe solcher Unterbrechungen.[2])
Aber auch beim Eisen tritt diese Unterbrechung nicht immer auf; so fehlt sie:

1. Bei gewissen normalen Eisensorten unter allen Umständen.
2. Bei allen Eisensorten, wenn der Versuch bei einer gewissen, mässig hohen Temperatur ausgeführt wird.

Hingegen hat James E. Howard[3]) zwischen 93° und 204° C. auch beim Eisen eine Reihe solcher Kurvenunterbrechungen gefunden.

Man sieht also, dass die Wirkungen der kalten Bearbeitung bei allen Metallen die nämlichen sind. Ob die Dehnungskurve eines Metalles kontinuierlich verläuft oder nicht, scheint nur von

1) Howe, Journ. Iron Steel Inst. 1895, II.
2) Eng. 48, p. 198, 119.
3) Report Chief Ordonance, U. S. N. Army, 1893, p. 701.

der Temperatur abzuhängen, bei welcher der Versuch ausgeführt wird. Diese Temperatur ist aber wieder von der Natur des Metalles abhängig. So liegt z. B. die kontinuierliche Kurve für die meisten Metalle bei gewöhnlicher Temperatur, bei Eisen aber über 400° C.; hingegen liegt die mehrfach gebrochene Dehnungskurve für Bull's Metall bei gewöhnlicher Temperatur, für Eisen aber zwischen 93° und 204° C.

Zur Erklärung dieser Erscheinungen nimmt Howe[1]) an, dass das Eisen durch kalte Bearbeitung in eine allotrope Modifikation übergehe, die er als δ-Eisen bezeichnet. Zur Bestätigung oder Widerlegung dieser Annahme sind jedoch noch eingehende Studien erforderlich, weshalb wir uns hier darauf beschränken, diese Hypothese zu erwähnen.

Zweites Kapitel.

Reissfestigkeit. Einfluss der chemischen Zusammensetzung und Konstitution. — Kohlenstoff.

Wie schon im vorigen Kapitel erwähnt, hängt die Reissfestigkeit nicht allein von der chemischen Zusammensetzung, sondern auch von der vorhergehenden thermischen und mechanischen Bearbeitung und der damit im Zusammenhang stehenden chemischen und morphologischen Konstitution, der Korngrösse und der Art des Gefüges ab. Wir wollen daher zunächst den Einfluss des Kohlenstoffes unter diesen Bedingungen besprechen.

Die Festigkeit des Eisens wächst mit dem Kohlenstoffgehalte bis zu einem Maximum, um dann wieder rasch abzunehmen. Einen Überblick über die Grösse der absoluten Festigkeit verschiedener Eisensorten giebt die folgende Zusammenstellung (nach Wedding, Handbuch der Eisenhüttenkunde):

---

1) The Hardening of Steel, Journ. Iron Steel Inst. 1895, II.

Material		Reissfestigkeit, σ_B in kg/mm² nach			
		Heinzerling	Redtenbacher	Minimalfestigkeit für Eisenbahnmaterial	Minimalfestigkeit für Baumaterial
Gusseisen		14,5	10 bis 13	12	12
Stahl	Tiegel-	100,0	100,0	60	50
	anderer	80,0	75,0	45	40
Schmiedeeisen	Draht	64,6	70,0	40	45
	Stäbe	40,4	33 bis 43,5	40	35
	Blech, längs	36,3	—	36	36
	„ quer	33,0	—	33	30

Gatewood giebt dieselbe für Stahl mit wachsendem Kohlenstoffgehalt wie folgt an:

Kohlenstoffgehalt in %	σ_B in kg/mm²	Kohlenstoffgehalt in %	σ_B in kg/mm²
0,1 bis 0,2	45,7	0,7 bis 0,8	76,3
0,2 „ 0,3	49,2	0,8 „ 0,9	82,2
0,3 „ 0,4	53,4	0,9 „ 1,0	82,2
0,4 „ 0,5	58,3	1,0 „ 1,1	70,3
0,5 „ 0,6	64,0	1,1 „ 1,2	42,2
0,6 „ 0,7	70,3		

Hiernach würde das Festigkeitsmaximum einem Gehalte von 0,8 % bis 0,9 % Kohlenstoff entsprechen.

Andererseits teilt H. M. Howe[1]) folgende Grenzwerte (denen noch das hieraus berechnete Mittel beigefügt wurde) mit:

Kohlenstoffgehalt in %	Reissfestigkeit in kg pro 1 mm²		
	Minimum	Maximum	Mittel
0,05	35,27	46,55	40,91
0,10	35,27	49,37	42,32
0,15	38,79	52,96	45,88
0,20	42,32	56,42	49,37
0,30	45,85	63,48	54,67
0,40	49,37	70,53	59,95
0,50	52,90	77,58	65,19
0,60	56,42	84,63	70,53
0,80	63,48	105,80	84,64
1,00	63,48	109,90	86,69
1,30	63,48	81,11	72,30

Hiernach würde das Festigkeitsmaximum bei 1 % oder vielleicht zwischen 0,8 und 1,0 % Kohlenstoff liegen.

1) Eng. and Mining Journ. 1887, I, p. 241.

A. v. Kerpely[1]) teilt folgende Zahlen mit:

	Chemische Zusammensetzung in %					σ_B in kg/mm²
	C	*Mn*	*P*	*Si*	*S*	
Martin-Flusseisen von Terrenoire in gewalzten Stäben von 20 mm Durchmesser	0,15	0,21	0,01	Spur	Spur	36,4
	0,49	0,20	0,07	"	"	48,0
	0,71	0,26	0,06	"	"	68,2
	0,88	0,25	0,06	"	"	73,2
	1,05	0,25	0,06	"	"	86,0
Martin-Flusseisen von Reschitza in gewalzten Flachstäben von 22 mm Dicke und 90 mm Breite	0,12	n. best.	n. best.	n. best.	n. best.	40,17
	0,28	"	"	"	"	49,58
	0,50	"	"	"	"	54,44
	0,75	"	"	"	"	69,79
	1,00	"	"	"	"	77,85
	1,15	"	"	"	"	60,35

Auch diese Daten würden dem Festigkeitsmaximum ungefähr dieselbe Lage anweisen, wie die Angaben Howe's.

Wie schon erwähnt, erhöht die mechanische Bearbeitung, wenn sie eine Formänderung durch Verschiebung der Teilchen bewirkt, die Festigkeit.

Über die Grösse dieser Veränderung geben die folgenden Zahlen einige Aufschlüsse:

Wedding[2]) fand bei Stäben aus weichem Flusseisen, die ursprünglich 42 mm² Querschnitt besassen und bei verschiedenen Temperaturen auf kleinere Querschnitte herabgeschmiedet wurden, noch folgende Werte der Zugfestigkeit:

Im Anlieferungszustande	σ_B = 44,5 kg/mm²
Bei gewöhnlicher Temperatur auf 28 mm² Querschnitt heruntergeschmiedet	" = 74,2 "
Bei Blauhitze auf 23 mm² Querschnitt herabgeschmiedet	" = 53,5 "
Bei Rotglut auf 28 mm² Querschnitt ausgeschmiedet	" = 47,8 "

Sehr instruktiv sind die Versuche von Al. Sattmann,[3]) welcher aus Blechen von 10 mm Dicke geschnittene Stäbe untersuchte. Die Bleche waren aus teils sauerem, teils basischem Fluss-

1) A. v. Kerpely, Eisen und Stahl auf der Weltausstellung zu Paris.
2) Sitzungsber. d. Ver. z. Befdg. d. Gewerbfl. 1889, S. 91.
3) Stahl u. Eisen 1892, S. 551.

eisen hergestellt. Erstere enthielten 0,19, letztere 0,15 % Kohlenstoff. Er erhielt hierbei folgende Werte für die Bruchspannung σ_B (in kg/mm²):

	saueres	basisches
	Martinflusseisen	
Probestücke vor dem Schmieden	41,1	36,0
Nach dem Ausschmieden von 10 mm auf 9 mm. Das Ausschmieden erfolgte bei einer Anfangstemperatur von		
— 19° C.	41,5	39,8
Zimmertemperatur (+ 10° C.)	49,3	44,6
etwa 40° C.	49,7	47,9
„ 200° „ (Erscheinen der gelben Anlauffarbe)	58,4	48,4
„ 320° „ (Blauhitze)	59,2	48,4
„ 600° „ (Dunkelrotglut)	43,5	42,9
„ 800° „ (Kirschrotglut)[1]	42,4	40,4
„ 1000° „ (Hellrotglut)[2]	42,5	38,0
„ 1100° „ (Gelbglut)[3]	41,4	36,7
„ 1300° „ (Weissglut)[4]	41,5	36,2

Wie man sieht, ist die Festigkeitszunahme, wenn die Bearbeitung zwischen + 10° und etwa 600° C. erfolgt, eine bedeutende und zwar am grössten zwischen 200° und 320° C. Erfolgt die Bearbeitung bei Kirschrotglut oder bei noch höheren Temperaturen, so ist sie jedoch unbedeutend. Es entspricht dies vollkommen — wie wir noch sehen werden — den schon erwähnten Ansichten Sauveur's.

Ganz ebenso wirkt Drahtziehen. So wuchs nach Howard[5]) die Festigkeit eines Flusseisenstabes von 51,5 mm Durchmesser dessen Querschnitt beim Passieren eines Ziehloches auf 49 mm verringert worden war, von 39 kg auf 51 kg pro 1 mm².

Die Einwirkung des Walzens bei verschiedenen Temperaturen zeigen die folgenden Untersuchungen Thurston's.[6])

1) Nach M. White und F. Taylor etwa 700 bis 750° C.
2) „ „ „ „ „ „ „ 840° C.
3) „ „ „ „ „ „ „ 1000 bis 1080° C.
4) „ „ „ „ „ „ „ 1200° C.
5) Stahl u. Eisen 1886, S. 176.
6) Stahl u. Eisen 1886, S. 93.

	Durchmesser der untersuchten Stäbe in mm	σ_B in kg/mm²
Heiss gewalzt . . .	44,4	34,1
Kalt „ . . .	44,4	46,9
Heiss gewalzt . . .	38,1	34,7
Kalt „ . . .	38,1	48,0
Heiss gewalzt . . .	19,0	34,5
Kalt „ . . .	19,0	46,0
Heiss gewalzt . . .	6,3	35,7
Kalt „ . . .	6,3	45,3

Inwieweit die Festigkeit gegossener Flusseisenblöcke durch Schmieden (bei höherer Temperatur) geändert wird, zeigen nachstehende Versuche Kirkaldy's,[1]) bei welchen Bessemerblöcke von Fagersta von 152 mm auf 51 mm herabgeschmiedet wurden:

	Kohlenstoffgehalt in %	σ_B in kg/mm²
Im rohen Zustande . .	0,2	37,2
Geschmiedet	0,2	42,1
Im rohen Zustande . .	0,4	38,8
Geschmiedet	0,4	52,7
Im rohen Zustande . .	0,6	46,8
Geschmiedet	0,6	68,8
Im rohen Zustande . .	0,8	47,2
Geschmiedet	0,8	69,3

Im allgemeinen wächst der Einfluss der Bearbeitung im heissen Zustande mit abnehmendem Kohlenstoffgehalte.

Durch das Härten wird die Festigkeit wesentlich gesteigert, doch ist auch hier die Temperatur, bei welcher das Härten erfolgt, und die Art der Härtung von Einfluss. Eine Härtung unter A_1 ist so gut wie ohne Einfluss. Erfolgt die Härtung oberhalb A_2 oder A_3, so nimmt die Festigkeit nur mehr wenig zu. Je rascher die

1) R. Åkerman, On Hardening Iron and Steel, Journ. Iron Steel Inst. 1879, II.

beim Härten bewirkte Abkühlung, also je tiefer die Temperatur der Flüssigkeit, in welcher man härtet, oder je grösser die spezifische Wärme derselben, desto bedeutender ist die Wirkung. Zu hohe Härtungstemperatur bewirkt anscheinend wieder eine Verringerung des Härtungseffektes.

Die folgende Tabelle enthält einige Beispiele hierüber (nach Ledebur's Zusammenstellung[1])):

	Zusammensetzung %			σ_B in kg/mm²
	C	Si	Mn	
Schweisseisen von Surahammar, gewalzt . .	0,2	.	.	34,0
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht . .	0,2	.	.	48,5
Schweisseisen von Lesjöfors, gewalzt . . .	0,07	.	.	32,9
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht . .	0,07	.	.	44,3
Flusseisen von Högbo, gehämmert	0,33	.	.	50,2
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht . .	0,33	.	.	56,2
Flussstahl von Wikmanshyttan, gewalzt . .	0,69	.	.	72,8
Derselbe, glühend in Öl abgelöscht	0,69	.	.	96,1
Flussstahl von Wikmanshyttan, gewalzt . .	1,22	.	.	101,7
Derselbe, glühend in Öl abgelöscht	1,23	.	.	137,0
Flusseisen von Mottala, zu Blechen gewalzt	0,2	.	.	42,6
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht . .	0,2	.	.	63,5
Flusseisen von Terrenoire, gewalzt	0,15	.	0,21	36,4
Dasselbe, glühend in Öl abgelöscht	0,15	.	0,21	46,8
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht . .	0,15	.	0,21	50,4
Flusseisen von Terrenoire, gewalzt	0,49	.	0,20	48,0
Dasselbe, glühend in Öl abgelöscht	0,49	.	0,20	71,0
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht . .	0,49	.	0,20	78,2
Flusseisen von Terrenoire, gewalzt	1,05	.	0,25	86,0
Dasselbe, glühend in Öl abgelöscht	1,05	.	0,25	130,8
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht, zersprang in Stücke	1,05	.	0,25	.
Gegossenes, übrigens unbearbeitetes Flusseisen von Terrenoire	0,2	0,2	0,6	49,0
Dasselbe, geglüht und in Öl abgelöscht . .	0,2	0,2	0,6	59,1
Gegossenes unbearbeitetes Flusseisen von Terrenoire	0,5	0,4	0,9	76,5
Dasselbe, geglüht und in Öl abgelöscht . .	0,5	0,4	0,9	83,0

Weitere Beobachtungen werden später mitgeteilt werden.

Das Ausglühen (gefolgt von langsamer Abkühlung) hebt die Wirkungen der kalten Bearbeitung, sowie jene der Härtung wieder auf. Hierbei ist zu erwähnen, dass nach Bauschinger[2]) beim

1) Handb. d. Eisenhüttenkunde, 2. Aufl., S. 681.

2) Mitteilg. aus dem mechan.-techn. Laboratorium in München, Heft 13, S. 26.

Erwärmen eine gewisse Temperatur überschritten werden muss, um überhaupt auf bearbeitetes Eisen eine Wirkung hervorzubringen. Nach demselben liegt diese Temperatur für Flusseisen bei 450° C., für Schweisseisen bei 400° C. Am besten wirkt Rotglut. Allzustarkes Erhitzen kann ein „Verbrennen" verursachen.

Bei den schon früher erwähnten Versuchen[1]) mit weichem Flusseisen fand Wedding:

Im Anlieferungszustande	σ_B = 44,5 kg/mm²
Nach der Anlieferung geglüht	„ = 44,3 „
Kalt geschmiedet	„ = 74,2 „
Nach dem Kaltschmieden geglüht . .	„ = 45,3 „

Ebenso erhielt Sattmann bei seinen Versuchen[2]) bei saurem Martinstahl:

Vor dem Schmieden	σ_B = 41,1 kg/mm²
Nach „ „	„ = 49,3 „
„ „ „ und Ausglühen .	„ = 39,0 „

Ferner erhielt Thurston[3]) bei kalt gewalzten Stäben:

Ursprünglich	σ_B = 36,9 kg/mm²
Nach dem Walzen	„ = 48,5 „
„ „ „ und Ausglühen . .	„ = 37,6 „

Endlich erhielt Wertheim[4]) bei Drähten:

a) Eisendraht:

Nach dem Ziehen nicht geglüht . . .	σ_B = 61,0 kg/mm²
„ „ „ geglüht	„ = 48,8 „

b) Flussstahldraht:

Nach dem Ziehen nicht geglüht . . .	„ = 80,0 „
„ „ „ geglüht	„ = 65,7 „

Weitere Aufschlüsse geben noch die folgenden, einer Zusammenstellung Wedding's,[5]) entnommenen Zahlen:

---

1) Siehe S. 212.
2) Siehe S. 212.
3) Siehe S. 213.
4) Ann. de Chim. Phys., sér. III, t. 12.
5) Ausführliches Handbuch d. Eisenhüttenkunde, 2. Aufl, 1. Bd., 1. Liefg., S. 158.

Art des Eisens	Zusammensetzung		Reissfestigkeit in kg pro 1 mm²		
	C %	Mn %	Roh	geglüht und langsam abgekühlt	geglüht und in Wasser gelöscht
Herdfrischeisen (gewalzt) . . .	0,07	.	32,9	31,5	44,3
Flammofeneisen „ . . .	0,15	0,21	36,4	46,8	50,4
Bessemereisen (Blech)	0,2	.	42,6	38,2	63,5
Puddeleisen (gewalzt)	0,2	.	34,0	32,9	48,5
Bessemereisen (gehämmert) . .	0,33	.	50,2	36,0	56,2
Flammofenstahl (gewalzt) . . .	0,49	0,20	48,0	71,0	78,2
Tiegelstahl (gewalzt)	0,69	.	72,8	96,1	76,6
„ „	1,22	.	101,7	65,5	137,0

Während wir bisher die Festigkeit der Eisenmaterialien bei gewöhnlicher Temperatur in Betracht zogen und den Einfluss einer vorhergehenden thermischen oder mechanischen Bearbeitung studierten, müssen wir jetzt auch noch die Veränderungen berücksichtigen, welche die Festigkeit erleidet, wenn sie bei verschiedenen (teils hohen, teils tiefen) Temperaturen bestimmt wird. Wir wollen die Ergebnisse einiger diesbezüglichen Versuche hier anführen.

1828 fanden Tremery und Proirier-Saint-Brice[1]) dass die Festigkeit von unter dem Hammer gestrecktem Schmiedeeisen von 43,45 kg/mm² auf 7,80 kg sinkt, wenn das Eisen von gewöhnlicher Temperatur bis zur Rotglut erhitzt wird. 1837 ergaben die auf Veranlassung des Franklin-Instituts ausgeführten Untersuchungen,[2]) dass die Festigkeit des Eisens beim Erwärmen bis 150° C. oder etwas darüber wächst, dann aber rasch abnimmt und bei Rotglut nur etwa $^1/_2$ des Wertes bei gewöhnlicher Temperatur beträgt.

Ebenso fand auch Wertheim 1848[3]) folgende Festigkeitswerte:

Festigkeit bei	15 bis 20° C.	100° C.	200° C.
für weiches Eisen . .	48,88 bis 50,25 kg	51,10 kg	46,90 kg
„ Stahl	40,00 „ 53,90 „	51,10 „	50,90 „

während Baudrimont[4]) 1850 für Eisendraht von 0,175 mm Durchmesser erhielt:

bei 0° C. . . . . $\sigma_B = 205{,}4$ kg/mm²
„ 100° „ . . . . „ $= 191{,}7$ „
„ 200° „ . . . . „ $= 210{,}2$ „

1) Ann. des Mines, sér. 2, t. **3**, p. 513.

2) Report of the Committee of the Franklin Inst. Philadelphia 1837; Dingl. polyt. Journ. **71**, S. 257.

3) Poggendorff's Annalen, Ergänzungsband 2, S. 57.

4) Ann. de Chim. Phys., sér. 3, t. **30**, p. 304.

Hieran reihen sich die Versuche von Fairbairn,[1]) deren Durchschnittsergebnisse nach Ledebur[2]) in folgender Tabelle zusammengestellt sind:

Temperatur in ° C.	σ_B in kg pro 1 mm²		
	Dampfkesselbleche		Nieteneisen
	parallel	senkrecht	
	zur Walzrichtung		
— 34	—	—	44,26
— 18	34,30	—	—
+ 16	35,15	29,31	43,97
+ 45	28,95	30,91	49,56
+ 100	31,30	31,97	55,48
+ 127	—	—	57,84
+ 132	30,81	—	—
+ 155	—	—	58,82
+ 170	34,97	29,45	—
+ 200	32,25	—	—
+ 220	—	—	58,75
Rotglut	—	23,98	24,50

Bei den Blechen zeigt sich keine Regelmässigkeit, was Ledebur mit Recht auf Ungleichmässigkeiten des geprüften Materiales zurückführt; das Nieteneisen zeigt hingegen mit steigender Temperatur eine deutliche Festigkeitszunahme.

Die Versuche von G. Pisati und G. Saporita-Ricca sind in der deutschen Litteratur nur bruchstückweise bekannt geworden.

Die sehr ausführlichen Versuche Knut Styffe's[3]) können hier nicht ausführlich mitgeteilt werden. Er zog aus denselben folgende Schlüsse:

1) Die Zugfestigkeit von Eisen und Stahl wird durch Kälte nicht verringert und ist selbst bei der niedrigsten in Schweden vorkommenden Temperatur mindestens ebensogross wie bei gewöhnlicher.

2) In Temperaturen zwischen 100 und 200° C. ist die Festigkeit des Stahles fast die gleiche wie in gewöhnlicher Temperatur, die des weichen Eisens aber stets grösser.

---

1) Rep. British Ass. Advancement of Science 1856, p. 405; W. F. Fairbairn, Usefull information of engineers, second series, London 1860, p. 96.

2) Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing, Bd. **40**, 1896.

3) „Die Festigkeitseigenschaften von Eisen und Stahl“, Weimar 1870.

Kollmann[1]) erhielt bei drei verschiedenen Eisensorten folgende Resultate:

a) Sehniges Schweisseisen

(0,10 % Kohlenstoff, 0,34 % Phosphor; Querschnitt = 132,73 mm²).

Temperatur in ° C.	Zugfestigkeit in kg pro 1 mm²	Temperatur in ° C.	Zugfestigkeit in kg pro 1 mm²
20	37,67	630	6,95
84	37,54	680	6,33
190	35,77	730	5,65
310	33,53	750	4,52
370	29,91	760	4,52
445	22,90	770	4,14
510	11,07	780	3,09
530	9,72	820	3,20
540	9,04	850	3,01
555	7,90	880	2,41
570	7,53	915	2,00
585	7,00	960	1,81
590	6,89	1080	1,20
610	7,05		

b) Feinkerneisen

(0,12 % Kohlenstoff, 0,11 % Silicium, 0,14 % Mangan, 0,20 % Phosphor; Querschnitt verschieden).

Querschnitt des Versuchsstabes in mm²	Temperatur in ° C.	Zugfestigkeit in kg/mm²	Querschnitt des Versuchsstabes in mm²	Temperatur in ° C.	Zugfestigkeit in kg/mm²
400	20	40,0	401,6	590	12,2
400	75	40,3	412,3	640	11,4
400	125	40,1	409,5	670	10,5
398,2	190	39,8	400	700	9,2
384,2	240	39,5	395	750	8,0
400	310	38,5	420,3	800	6,9
395,2	360	36,5	413,8	850	5,8
400	410	33,0	404,3	900	4,7
400	460	25,5	387,5	920	4,0
404	490	19,5	378,4	940	3,7
396	500	17,6	373,1	1020	2,6
379	540	14,2	413,0	1040	2,3

1) Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1880, S. 92; 1881, S. 590.

c) Bessemereisen

(0,23 % Kohlenstoff, 0,30 % Silicium, 0,86 % Mangan, 0,09 % Phosphor; Querschnitt = 132,73 mm²).

Temperatur in ° C.	Zugfestigkeit in kg/mm²	Temperatur in ° C.	Zugfestigkeit in kg/mm²
20	60,3	640	14,65
70	57,8	710	10,92
120	59,0	760	9,05
180	58,9	780	8,82
230	57,8	830	7,24
310	54,3	850	6,50
530	18,8	870	6,0
600	15,07	900	5,42
620	14,31	1050	3,62
630	15,07	1080	3,31

Die mittels eines Kalorimeters bestimmten Temperaturen sind, wie Kollmann selbst erwähnt, nicht ganz verlässlich und jedenfalls zu hoch, da er für die Temperaturen des beginnenden Schmelzens 2250, 2100 und 2000 ° C. angiebt. Dieser Fehler wächst natürlich mit der Temperatur. Auffallenderweise findet Kollmann keine Festigkeitszunahme zwischen 100 und etwa 300 ° C., wie solche von allen anderen Forschern beobachtet wurde.

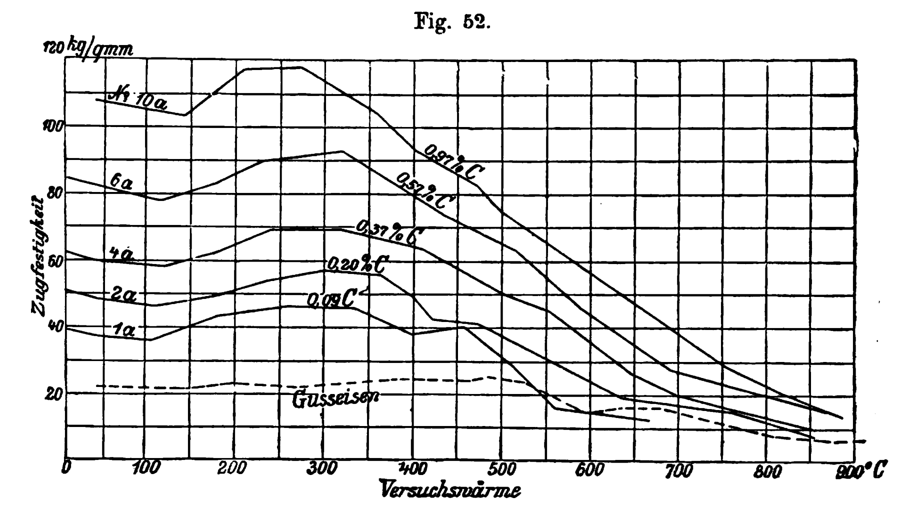
Bei den Versuchen von James Howard[1]) wurde die Versuchstemperatur aus der Ausdehnung der Probestäbe mit Hilfe des mittleren Ausdehnungskoëffizienten (bis + 117 ° C.) berechnet; ein Verfahren, das natürlich keine genauen Resultate geben kann, da sich der Ausdehnungskoëffizient mit der Temperatur nicht unerheblich ändert. Zur Festigkeitsbestimmung wurden Rundstäbe von 20 mm Durchmesser und 127 mm Länge verwendet. Die niedrigste Temperatur betrug 18 ° C. Bei Flusseisen mit 0,09 bis 0,97 % Kohlenstoff (Fig. 52) nahm mit steigender Temperatur die Zugfestigkeit zunächst etwas ab, erreichte zwischen 95 ° und 150 ° C. ein Minimum, stieg dann bis zu einem zwischen 250 ° und 340 ° C. liegenden Maximum (das bedeutend höher lag als die Festigkeit bei gewöhnlichen Temperaturen), worauf sie abermals, und zwar in der Art fiel, dass die Festigkeitsunterschiede zwischen den ver-

1) Iron Age 1890, p. 585.

schiedenen kohlenstoffreichen Stäben mit steigender Temperatur immer kleiner wurden.[1])

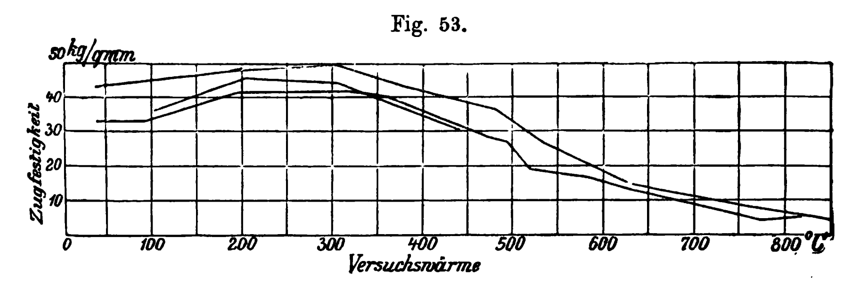
Bei den untersuchten Schweisseisenproben (Fig. 53) zeigte sich die anfängliche Festigkeitsabnahme nicht, im übrigen sind

Fig. 52.



die Ergebnisse ganz ähnliche wie beim Flusseisen. Die beiden unteren Schaulinien beziehen sich auf gewöhnliches Schweisseisen,

Fig. 53.



während die oberste von einem Eisen herrührt, das schon sieben Jahre lang in einem Bauwerke mit einer Belastung von 29,7 kg/mm²

1) Ledebur führt die grossen Festigkeitsunterschiede, welche Howard bei gewöhnlicher Temperatur erhielt, nicht nur auf die verschiedene chemische Zusammensetzung, sondern auch auf den Umstand zurück, dass die Stäbe anscheinend vor dem Versuche nicht ausgeglüht wurden. Harter Stahl erleidet nämlich beim Walzen stärkere Änderungen seiner Eigenschaften als weiches Flusseisen.

auf Zug beansprucht worden war und demzufolge schon bei Zimmertemperatur 43 kg Festigkeit besass. Es war rotbrüchig.

Bei diesen Versuchen zeigte sich, dass bei hohen Temperaturen die Festigkeit abnahm, wenn die Dauer des Versuches verlängert wurde. So fand Howard bei einem Flusseisenstabe mit 0,81 % Kohlenstoff:

bei einer Versuchsdauer von 2 Sekunden . . . $\sigma_B = 44{,}3$ kg
" " " " 5 bis 10 Minuten . " = 23,5 "

Sehr zuverlässig sind die von der königl. mechanisch-technischen Versuchsanstalt in Charlottenburg[1]) mit Flusseisen durchgeführten Versuche,[2]) deren Durchschnittsergebnisse hier mitgeteilt werden müssen. Sie beziehen sich auf drei verschiedene Härtestufen.

Temperatur in ° C.	I. Härtestufe	II. Härtestufe	III. Härtestufe
	σ_B = Zugfestigkeit in kg/mm²		
— 20	41,2	46,7	50,1
+ 20	38,4	43,7	47,0
+ 100	39,1	43,9	46,7
+ 200	50,3	54,8	57,0
+ 300	47,4	52,9	44,7
+ 400	34,1	43,2	43,2
+ 500	19,3	22,6	26,6
+ 600	10,7	10,9	13,4
	σ_Z = Belastung im Augenblicke des Bruches in kg/mm²		
— 20	32,0	39,5	38,6
+ 20	28,9	36,0	34,5
+ 100	30,0	37,4	36,9
+ 200	43,5	50,4	52,2
+ 300	45,3	50,5	42,6
+ 400	22,4	33,0	36,2
+ 500	7,5	9,8	13,0
+ 600	1,3	0,8	2,2

σ_B sowohl als σ_Z nehmen von — 20° an bis zu etwa + 50° C. beständig ab und wachsen dann wieder bedeutend, um bei 200° bis 250° C. ein Maximum zu erreichen, das bedeutend höher liegt als die ursprüngliche Festigkeit.

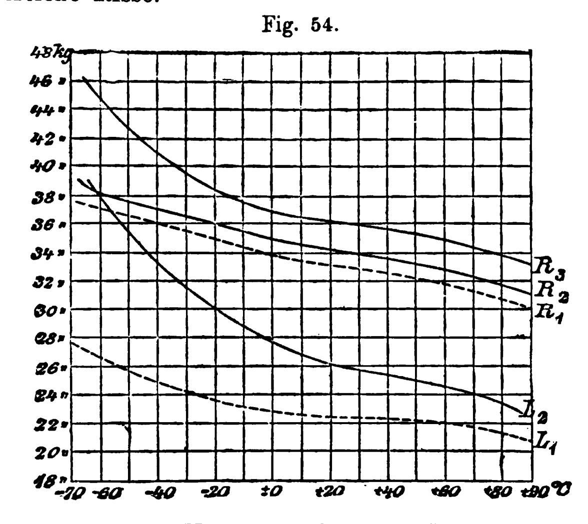
1) Mitteilg. d. kgl. techn. Versuchsanstalten zu Berlin, Jahrg. 1890, S. 159; Stahl u. Eisen 1890, S. 843.

2) Die Proben scheinen leider nicht analysiert worden zu sein.

Ähnliche Versuche erhielt Rudeloff[1]) mit Schweisseisen und Martineisenproben bis 400 ° C.

Über die Festigkeitsänderungen von Gusseisen mit steigender Temperatur liegt nur eine einzige Beobachtungsreihe (von Howard) vor. Seine Ergebnisse sind aus Fig. 52 ersichtlich. Howard sagt selbst darüber: „Die Schaulinie zeigt bis 386 ° C. eine geringe Festigkeitszunahme. Alsdann scheint Gusseisen eine allmähliche Festigkeitsabnahme zu erleiden, jedoch in so geringem Maasse, dass es schliesslich bei den höchsten Wärmegraden fast dieselbe Festigkeit besitzt wie weicher Stahl. Vor dem Bruche zeigen sich zahlreiche Risse.“

Fig. 54.



Einer der ersten Versuche über den Einfluss sehr niederer Temperaturen auf die Festigkeit des Eisens wurde 1890 von Bernardon an Geschützstahl ausgeführt.[2]) Er benutzte eine Kältemischung aus Kohlensäure, Schnee und etwas Äther, in welche ein Thermometer eingesenkt war, das die Temperatur zu — 65 ° bis — 70 ° C. angab, doch dürfte die Temperatur der Versuchsstücke wahrscheinlich ein wenig höher gewesen sein. Er erhielt:

Naturharter Stahl bei + 15 ° C.	σ_B = 53,85	kg/mm²
„ „ in der Kältemischung	„ = 55,81	„
Gehärteter und wiedererhitzter Stahl bei + 15 ° C. . . .	„ = 75,74	„
„ „ „ „ in der Kältemischung	„ = 80,47	„

1) Mitteilg. d. kgl. techn. Versuchsanstalten 1893, S. 316.

2) Revue d'Artillerie, September 1890.

A. Le Chatelier[1]) hat den Einfluss der Versuchsdauer an sehr weichen Flusseisendrähten studiert; die von ihm erhaltenen Resultate sind in Fig. 54 dargestellt. L_1 und L_2 bezeichnen die Belastung an der Streckgrenze, R_1, R_2 und R_3 die Bruchbelastung, und zwar L_1 und R_1 bei sehr langsamen Versuchen, L_2 und R_2 bei rascheren Versuchen (Zeitdauer eine Minute), R_3 bei einem sehr beschleunigten Versuche (zwei bis drei Sekunden).

Hieran reihen sich zunächst die Versuche von Prof. Steiner,[2]) welche gleichfalls ein Wachsen der Festigkeit mit sinkender Temperatur ergeben.

Art des Materiales	Temperatur in ° C.	Bruchspannung in kg/mm²
Schweisseisen	+ 18,5 — 50	41,3 42,4
Martineisen	+ 25 + 25	40,1 41,2
Mittelwert	. — 23? — 40? — 40	40,7 40,7 42,2 43,7
Thomaseisen	+ 25 + 25?	38,1 37,9
Mittelwert	. — 50[3]) — 50	38,0 40,1 40,9
Thomaseisen mit Aluminiumzusatz	+ 6 — 60	43,4 46,6

Die umfassendsten Versuche über den Einfluss sehr niederer Temperaturen auf die Festigkeit des Eisens bilden endlich die nachfolgend mitgeteilten von Rudeloff.[4])

1) A. Le Chatelier: „Sur l'influence de la température sur les propriétés mecaniques des métaux". Paris 1892.

2) Schweizerische Bauzeitung 1895, S. 139.

3) Bruch exzentrisch.

4) Mitteilg. d. kgl. techn. Versuchsanstalten 1895, S. 197.

Material	Temperatur in ° C.	Bruchfestigkeit in kg/mm²
1. Weiches Nieteneisen (Schweisseisen)	+ 18	39,7
	— 20	41,7
	— 80	42,7
2. Gewalztes Martinflusseisen für Schiffbau	+ 18	40,4
	— 20	43,6
	— 80	45,2
3. Gewalztes Thomasflusseisen für Schiffbau	+ 20	43,4
	— 20	45,5
	— 80	46,2
4. Gewalztes Bauwerk-Schweisseisen	+ 18	40,2
	— 20	41,6
	— 80	43,2
5. Federstahl	+ 18	77,2
	— 20	84,2
	— 80	84,4
6. Tiegelstahl	+ 18	79,3
	— 20	81,6
	— 80	84,1
7. Geschmiedetes Schweisseisen (Hammereisen)	+ 18	37,1
	— 20	37,9
	— 80	40,3

Drittes Kapitel.

Reissfestigkeit. Einfluss anderer Elemente.

Silicium.

Wachsende Siliciumgehalte erhöhen die Festigkeit bis zu einem Maximum, während von hier an die Festigkeit wieder abnimmt.

Für Gusseisen hat Turner die untenstehenden Festigkeiten ermittelt. Die Proben wurden durch Zusammenschmelzen von Roheisen und Ferrosilicium der nachfolgenden Zusammensetzung hergestellt:

	Roheisen (1. Probe)	Ferrosilicium (letzte Probe)
Gesamt-Kohlenstoff	1,98 %	1,81 %
Graphit	0,38 „	1,12 „
Silicium	0,19 „	9,80 „
Mangan	0,14 „	1,95 „
Phosphor	0,32 „	0,21 „
Schwefel	0,05 „	0,04 „

Silicium %	Zugfestigkeit in kg/mm²	Silicium %	Zugfestigkeit in kg/mm²
0,19	15,97	2,96	19,26
0,45	18,89	3,92	17,77
0,96	20,03	4,74	15,99
1,37	22,10	7,83	8,40
1,96	24,73	9,80	7,47
2,51	23,03		

Das Festigkeitsmaximum liegt also hier bei etwa 2 % Silicium. Hier spielt offenbar die Eigenschaft des Siliciums, den Gehalt an gebundenem Kohlenstoff zu verringern und die Graphitausscheidung zu befördern, eine Rolle. Für kohlenstoffarme Eisenlegierungen hingegen gelten folgende Angaben:

Zusammensetzung		Zugfestigkeit in kg/mm²	Zusammensetzung		Zugfestigkeit in kg/mm²
Si %	*C* %		*Si* %	*C* %	
0,0098	0,020	34,33	0,039	0,057	36,67
0,020	0,029	31,24	0,080	0,052	37,44
0,027	0,020	34,26	0,117	0,113	44,18
0,035	0,076	36,34	0,130	0,034	40,45

Der Mangangehalt vorstehender Proben schwankte zwischen 0 und 1,24 %.

Einer grösseren Zusammenstellung von R. Hadfield[1]) entnehmen wir folgende Angaben:

Material	Zusammensetzung in %					Zugfestigkeit in kg/mm²
	C	*Si*	*Mn*	*S*	*P*	
Gewalzter Rundstab von 28,5 mm Durchmesser	0,14	0,19	0,14	0,08	0,05	51,81
	0,18	0,77	0,21	n. best.	n. best.	53,38
	0,19	1,57	0,28	"	"	58,87
	0,20	2,14	0,25	0,06	0,04	62,01
	0,20	2,68	0,25	n. best.	n. best.	66,72
	0,21	3,40	0,29	"	"	74,57
	0,25	4,30	0,36	"	"	76,93
	0,26	5,08	0,29	0,06	0,04	75,36

Arnold[2]) fand die Festigkeit eines Stahles mit 0,08 % *C*, 0,11 % *Mn*, 1,94 % *Si*, 0,02 % *S*, 0,02 % *P* und 0,06 % *Al* zu 49,99 kg per 1 mm² Querschnitt.

1) Journ. Iron Steel Inst. 1889, II, p. 222; Stahl u. Eisen 1889, S. 1004.
2) Journ. Iron Steel Inst. 1894, I.

R. Hadfield[1]) teilt folgende Werte mit:

Chemische Zusammensetzung in %		Zugfestigkeit in kg pro 1 mm²
C	*Si*	
0,14	0,24	39,37
0,18	0,73	46,46
0,19	1,60	51,97
0,20	2,18	53,58
0,26	5,53	39,37

J. v. Radinger[2]) berichtet, dass bei der Pariser Weltausstellung 1900 von der Société anonyme des hauts forneaux de Denain et d'Anzin folgende Stahlproben ausgestellt waren:

2,5 % *Si* . . . . . $\sigma_B = 168$ kg/mm²
2,8 „ „ . . . . . „ = 152 „
3,3 „ „ . . . . . „ = 126 „
4,0 „ „ . . . . . „ = 112 „

Mangan.

Auch dieses Element steigert die Festigkeit bis zu einem gewissen Grade.

Nach Gatewood haben 0,20 bis 0,60 % Mangan auf die Festigkeit von Eisen mit 0,12 bis 0,22 % Kohlenstoff nur wenig Einfluss. Howe[3]) kann für den Einfluss von 0,17 bis 0,64 % Mangan bei 0,12 bis 0,22 % Kohlenstoff keine Gesetzmässigkeit finden. Deshayes[4]) glaubt, dass bei einem Gehalte von etwa ½ % Mangan, dieses Element die Festigkeit um ⅛ so stark erhöhe als Kohlenstoff.

Gauthier[5]) giebt folgende Werte:

a) Für siliciumarme Eisensorten:

	Zusammensetzung in %		Zerreissfestigkeit in kg/mm²	
	Kohlenstoff	Mangan	gewöhnlich	nach plötzlichem Abkühlen in Wasser
Bei niederem Mangangehalte	0,420	1,000	72,5	—
	0,450	0,521	54	—
	0,467	1,060	65	—
	0,515	1,305	82	—
	0,550	2,070	71	—
	0,560	1,370	80	—
	0,560	2,008	89	—
	0,700	2,560	28,5	—

1) Alloys of Iron and Nickel. Proc. Inst. Civil Eng. **138**, 4, 1898—1899.
2) Neue Metalle für den Maschinenbau; Wien 1901.
3) Eng. Ming. Journ. 1887, p. 423.
4) Ann. des mines 1879, p. 549.
5) Les alliages ferro-métalliques, p. 49.

	Zusammensetzung in %		Zerreissfestigkeit in kg/mm²	
	Kohlenstoff	Mangan	gewöhnlich	nach plötzlichem Abkühlen in Wasser
Bei hohem Mangangehalte	0,47	7,22	42	—
	0,61	9,37	50	59,5
	0,85	12,29	60,2	90
	0,85	14,01	55	103
	1,50	15,22	67,2	68,1
	1,54	18,40	78,4	82,1
	1,60	19,10	78,2	89,5
	2,10	21,69	55,1	51,2

b) Für siliciumhaltige Eisensorten:

Chemische Zusammensetzung in %				Bruchfestigkeit in kg/mm²	
C	*Si*	*Mn*	*P*	roh	in Öl gehärtet
0,875	0,322	0,772	0,085	60,5	82,4
0,287	0,233	0,693	0,076	45,7	49,3

Ledebur giebt folgende Zusammenstellung:

Material	Zusammensetzung in %				Bruchfestigkeit in kg/mm²
	C	*Si*	*Mn*	*P*	
Martinflusseisen von Terrenoire in Stäben von 20 mm Durchmesser[1])	0,45	Spur	0,52	0,06	51,8
	0,46	"	1,06	0,07	61,1
	0,51	"	1,30	0,06	76,5
	0,56	"	2,01	0,06	88,5
Tiegelstahl von Kapfenberg[2])	1,00	0,26	0,30	0,09	90,7
	0,71	0,43	2,33	0,04	96,1
Hadfield's Manganstahl[3])	0,40	0,15	2,30	.	87,9
	0,40	0,09	3,89	.	59,5
	0,47	0,44	7,22	.	42,3
	0,61	0,30	9,37	.	51,8
	0,85	0,28	14,01	.	56,5
	1,60	0,26	19,10	.	81,6

Arnold[4]) fand die Festigkeit eines Stahles mit 0,10 % *C*, 1,29 % *Mn*, 0,37 % *Si*, 0,02 % *S*, 0,02 % *P* und 0,03 % *Al* zu 50,65 kg per 1 mm².

1) A. v. Kerpely, „Eisen und Stahl", S. 92.
2) A. v. Kerpely, „Ungarns Eisensteine u. Eisenhüttenerzeugnisse", S. 78.
3) Journ. Iron Steel Inst. 1888, II, p. 70.
4) Journ. Iron Steel Inst. 1894, I.

Sehr interessant sind die nachfolgenden Angaben Hadfield's[1]) über den Einfluss des Härtens auf Manganstahle:

Material	Zusammensetzung %			Zugfestigkeit in kg/mm²
	C	*Si*	*Mn*	
Geschmiedet und gewöhnlich abgekühlt	0,61	0,30	9,37	51,8
Aus Gelbhitze in Öl abgelöscht	0,61	0,30	9,37	59,6
„ „ „ Wasser abgelöscht . .	0,61	0,30	9,37	61,2
Geschmiedet und gewöhnlich abgekühlt	0,85	0,28	14,01	56,5
Aus Gelbhitze in Öl abgelöscht	0,85	0,28	14,01	86,3
„ „ „ Wasser abgelöscht . .	0,85	0,28	14,01	105,1
Geschmiedet und gewöhnlich abgekühlt	1,10	0,16	12,60	61,2
Aus Gelbhitze in Öl abgelöscht	1,10	0,16	12,60	78,5
„ „ „ Wasser abgelöscht . .	1,10	0,16	12,60	84,8
Geschmiedet und gewöhnlich abgekühlt	1,60	0,26	19,1	81,6
Aus Gelbhitze in Wasser abgelöscht . .	1,60	0,26	19,1	92,6

Phosphor.

Auch hier bewirken geringe Phosphorgehalte eine Erhöhung der Festigkeit.

Deshayes schliesst aus zahlreichen Fällen, dass eine Zunahme des Phosphorgehaltes um 0,1 % die absolute Festigkeit um 0,0015 kg/mm² erhöht.

Howe[2]) giebt folgende Daten:

Phosphor in %	0,00 bis 0,03	0,03 bis 0,06	0,06 bis 0,09	0,09 bis 0,12	0,12 bis 0,15	0,15 bis 0.20	0,20 bis 0.25	0,25 bis 0,30	0,30 bis 0,40
Kohlenstoff in %	Zugfestigkeit σ_B in kg/mm²								
0 bis 0,05	38,2	—	38,1	49,4	—	—	—	—	—
0,05 „ 0,10	34,7	46,0	42,1	39,6	—	38,8	—	36,5	—
0,10 „ 0,15	38,6	42,1	43,1	59,8	55,7	54,3	49,1	56,9	52,5
0,15 „ 0,20	39,1	44,4	45,3	58,0	56,8	54,7	51,2	49,0	52,5
0,20 „ 0,25	41,0	45,1	50,1	57,1	55,8	54,3	53,8	50,6	53,9
0,25 „ 0,30	48,8	48,0	54,3	56,4	46,6	53,8	55,0	56,6	63,3
0,30 „ 0,40	48,7	52,7	61,9	58,1	57,8	58,1	56,3	51,2	59,2
0,40 „ 0,50	62,0	62,2	61,3	63,2	53,2	63,7	71,1	57,3	—
0,50 „ 0,60	—	81,2	67,2	67,5	53,6	—	72,9	78,2	—
0,60 „ 0,70	61,5	—	73,4	78,2	—	48,0	—	—	—
0,70 „ 0,80	—	89,7	—	—	—	—	—	—	—
0,80 „ 0,90	79,2	87,4	73,0	73,4	—	—	—	—	—
0,90 „ 1,00	84,7	124,4	92,3	—	—	—	—	—	—
1,00 „ 1,10	88,0	67,7	—	—	—	—	—	—	—
1,10 „ 1,20	92,7	—	—	—	—	—	—	—	—
1,20 „ 1,30	—	—	—	—	—	—	—	—	—
1,30 „ 1,40	95,3	96,6	—	—	—	—	—	—	—

1) l. c.

2) Eng. Ming. Journ. 1887, **44**, p. 135.

Weitere Angaben enthält nachstehende Zusammenstellung:

Zusammensetzung in %					σ_B in kg/mm²	Anmerkungen
C	Si	Mn	P	S		
0,06	0,04	.	0,015	0,02	34,0	schwedisches Frischfeuereisen, Stäbe von 70 mm × 9,5 mm aus Blechen geschnitten, parallel zur Walzrichtung. (A. v. Kerpely (Eisen und Stahl auf der Weltausstellung zu Paris).)
0,05	0,02	.	0,026	0,01	31,2	
0,07	0,10	.	0,016	0,00	33,2	schwedisch. Puddeleisen, wie oben.
0,07	0,06	.	0,09	n.best.	36,0	bestes Yorkshire Puddeleisen, wie oben.
0,15	0,21	.	0,12	„	38,9	
0,06	0,20	.	0,25	0,02	34,4	Staffordshire-Puddeleisen, wie oben.
0,32	.	1,7	0,31	.	55,2	Terrenoire 1874 (Mittel aus mehr als 1000 Fällen).
0,34	.	0,58	0,26	.	51,2	
0,32	.	0,67	0,35	.	56,5	
0,31	Spur	0,75	0,25	Spur	56,8	Terrenoire 1878.
0,27	„	0,80	0,27	„	56,8	
0,31	„	0,69	0,40	„	62,2	
0,49	0,10	—	0,30	0,00	66,1	Heaton-Prozess, Fairbairn, Gruner.
0,57	0,12	—	0,23	0,01	66,1	
0,52	0,16	.	0,24	0,01	79,8	
0,54	0,10	.	0,24	0,01	73,9	
0,54	0,12	.	0,28	0,00	69,0	
0,47	0,09	.	0,23	0,00	73,7	
0,10	Spur	0,63	0,32	0,03	56,0	Clapp-Griffith-Bessemerstahl.
0,12	„	0,81	0,43	0,03	60,8	
0,12	„	0,77	0,55	0,05	56,3	
0,31	„	.	0,40	.	54,6	
0,08	„	0,50	0,72	0,03	53,1	
0,13	„	0,73	0,85	.	71,6	
Phosphorgehalt nicht angegeben, aber voraussichtlich hoch					52,7	
					56,4	
					56,6	
					56,7	
					55,3	
					57,1	
0,8	0,1	0,48	0,50	0,09	56,3	
					56,9	
					55,9	
0,33	0,14	.	0,38	0,03	78,0	Heaton-Stahl, Gruner.
0,55	0,13	.	0,25	0,05	82,1	
0,35	.	.	.	.	77,6	
0,37	.	.	.	.	80,3	
0,32	0,21	.	0,34	Spur	59,7	
0,48	0,17	.	0,50	0,03	79,3	

Zusammensetzung in %					σ_B in kg/mm²	Anmerkungen
C	*Si*	*Mn*	*P*	*S*		
0,28	0,01	0,93	0.33	?	64,0	Durch eine russische Kommission geprüfte Stahlschienen.
0,24	0,02	0,49	0,32	?	54,4	
0,23	0,03	0,99	0,67	?	.	
0,23	0,01	0,62	0,24	?	52,1	
0,19	0,01	0,25	0,26	?	43,0	
0,15	0,01	0,19	0,34	?	56,3	
0,24	Spur	.	0,29	.	58,3	
0,28	0,02	.	0,29	.	55,1	
0,30	0,01	.	0,35	.	73,4	
0,25	Spur	.	0,32	.	10,4?	
		Chrom				
0,19	.	0,18	0,51	.	63,9	Chromstahl.
0,18	.	0,20	0,56	.	63,2	
0,23	.	0,21	0,76	.	79,5	
0,20	.	0,32	0,76	.	74,3	
0,30	.	0,14	0,90	.	78,9	
0,30	.	0,16	0,95.	.	70,2	

Der Einfluss des Phosphors auf die Festigkeit des Roheisens ist aus der folgenden Zusammenstellung ersichtlich:

Phosphorgehalt in %	Reissfestigkeit in kg/mm²
0,07	18
0,72	18 bis 21
1,38	18

Schwefel.

Die Festigkeit des Roheisens wird durch einen geringen Schwefelgehalt nicht beeinträchtigt. Nach Åkerman[1]) werden sogar dem Kanoneneisen von Finspång absichtlich 0,01 bis 0,14 % Schwefel zugesetzt, um seine Festigkeit zu erhöhen; doch sucht Åkerman die günstige Wirkung mit Recht in einer Verminderung des Kohlenstoffgehaltes.

Bei schmiedbarem Eisen verringert der Schwefel die Festigkeit. So fand A. v. Kerpely,[2]) der im Puddelofen absichtlich einzelnen Luppen Schwefel zuführte, bei der Prüfung von Rundstäben mit 10 mm Durchmesser folgende Werte:

bei 0,05 % Schwefel . . . . $\sigma_B = 41,4$ kg/mm²
„ 0,12 % „ . . . . „ = 38,0 „
„ 0,49 % „ . . . . „ = 36,6 „

1) Zeitschr. d. Berg- u. httm. Ver. f. Steiermark u. Kärnten 1876, S. 227 u. 229.
2) Ungarns Eisensteine und Eisenhüttenerzeugnisse, S. 60.

Diese Einwirkung ist bei Flusseisen geringer als bei Schweisseisen und macht sich besonders in der Wärme geltend.

Arsen.

Bis zu 0,66 % Arsen erhöhen nach älteren Angaben die Festigkeit des Eisens, grössere Gehalte aber verringern sie.

Die wichtigsten Untersuchungen über den Einfluss des Arsen rühren von J. E. Stead[1]) her. Die wichtigsten von ihm erhaltenen Resultate sind folgende:

1. Sauerer Bessemerstahl.

Die Proben wurden aus den Schienenköpfen geschnitten. Ihre Zusammensetzung war folgende:

	I %	II %
Kohlenstoff	0,395	0,395
Silicium	0,093	0,093
Mangan	0,864	0,864
Phosphor	0,066	0,068
Schwefel	0,060	0,052
Arsen	0,127	0,016

Ihre Reissfestigkeit betrug:

	I			II		
	1	2	Mittel	1	2	Mittel
Nicht ausgeglüht	68,82	66,15	67,49	65,67	67,87	66,78
Ausgeglüht	63,94	60,63	70,08	62,83	.	62,83

Bei einer zweiten Versuchsreihe zeigten die Proben folgende Zusammensetzung:

	I %	II %
Kohlenstoff	0,185	0,220
Silicium	0,018	0,018
Mangan	0,374	0,403
Phosphor	0,055	0,054
Schwefel	0,019	0,019
Arsen	0,158	0,018

1) Journ. Iron Steel Inst. 1895, I.

während die Festigkeitsproben ergaben:

	I			II		
	1	2	Mittel	1	2	Mittel
Nicht ausgeglüht . .	46,78	47,56	47,17	52,60	53,08	52,84
Ausgeglüht	48,82	47,25	48,03	52,60	51,97	52,29

Die Proben einer dritten Serie enthielten:

	I	II
	%	%
Kohlenstoff	0,320	0,315
Silicium	0,028	0,028
Mangan	0,662	0,756
Phosphor	0,057	0,058
Schwefel	0,042	0,063
Arsen	0,242	0,073

während die Festigkeit gefunden wurde zu:

	I			II		
	1	2	Mittel	1	2	Mittel
Nicht ausgeglüht . . .	54,89	55,44	55,19	54,52	53,58	54,05
Ausgeglüht	56,70	55,44	56,07	55,44	58,27	56,86

2. Martinstahl.

Ein Stahl mit der Zusammensetzung:

	%
Kohlenstoff	0,185
Silicium	0,032
Mangan	0,345
Phosphor	0,068
Schwefel	0,036
Arsen	0,136

ergab zu Blech ausgewalzt folgende Werte:

	Zugfestigkeit in kg/mm²		Zugfestigkeit in kg/mm²
Parallel zur Walzrichtung	52,12	Parallel zur Walzrichtung	44,41
Quer " "	52,12	Quer " "	43,93
Parallel " "	44,26	Parallel " "	45,67
Quer " "	43,15	Quer " "	42,52

Zwei Martinstahlproben hatten folgende Zusammensetzung:

	I	II
	%	%
Kohlenstoff	0,150	0,156
Silicium	0,018	0,023
Mangan	0,474	0,474
Phosphor	0,057	0,058
Schwefel	0,028	0,030
Arsen	0,137	0,031

und ergaben folgende Mittelwerte:

	Festigkeit kg/mm²
Probe I parallel zur Walzrichtung	41,17
„ I quer „ „	42,05
„ II parallel „ „	42,13
„ II quer „ „	42,60

Weitere Bestimmungen über die Festigkeit arsenhaltiger Bleche enthält die folgende Zusammenstellung:

Blechdicke, Zoll engl.	Chemische Zusammensetzung %						Die Probe wurde genommen:	Zugfestigkeit in kg/mm²
	As	*C*	*Si*	*S*	*P*	*Mn*		
1/2	0	0,180	0,023	0,058	0,055	0,490	parallel zur Walzrichtung	42,00
„	0	0,180	0,023	0,058	0,055	0,490	quer „ „	42,41
„	0,113	0,190	0,019	0,058	0,053	0,490	parallel „ „	42,89
„	0,113	0,190	0,019	0,058	0,053	0,490	quer „ „	43,15
„	0,208	0,185	0,019	0,055	0,054	0,461	parallel „ „	43,63
„	0,208	0,185	0,019	0,055	0,054	0,461	quer „ „	43,58
3/8	0	0,190	0,019	0,055	0,054	0,461	parallel „ „	42,89
„	0	0,190	0,019	0,055	0,054	0,461	quer „ „	42,95
„	0,102	0,180	0,023	0,058	0,053	0,461	parallel „ „	43,42
„	0,102	0,180	0,023	0,058	0,053	0,461	quer „ „	43,31
„	0,197	0,190	0,019	0,058	0,055	0,461	parallel „ „	43,88
„	0,197	0,190	0,019	0,058	0,055	0,461	quer „ „	43,88
1/4	0	0,180	0,019	0,058	0,055	0,461	parallel „ „	43,83
„	0	0,180	0,019	0,058	0,055	0,461	quer „ „	43,67
„	0,097	0,175	0,019	0,055	0,052	0,461	parallel „ „	46,46
„	0,097	0,175	0,019	0,055	0,052	0,461	quer „ „	45,72
„	0,196	0,180	0,019	0,058	0,054	0,461	parallel „ „	45,99
„	0,196	0,180	0,019	0,058	0,054	0,461	quer „ „	46,82

3. Thomasstahl.

Arsengehalt	0,179 %	0,047 %
Zugfestigkeit in kg/mm², nicht ausgeglüht	45,36	45,83
„ „ „ ausgeglüht . .	45,04	46,15

4. Geschmiedeter Tiegelstahl.

Chemische Zusammensetzung in %	I	II
Kohlenstoff	0,830	0,841
Silicium	0,139	0,139
Mangan	0,431	0,428
Phosphor	0,016	0,015
Schwefel	0,016	0,016
Arsen	0,210	0,013
Zugfestigkeit in kg/mm²	71,19	66,38

Den Einfluss grosser Arsenmengen endlich zeigen die folgenden beiden Tabellen:

Chemische Zusammensetzung in %	A		B	C
Kohlenstoff	0,10		0,095	0,10
Arsen	1,41		0,980	0,05
Zugfestigkeit in kg/mm²	50,87	51,81	47,25	42,68

Chemische Zusammensetzung	1	2	3	4	5
Kohlenstoff	0,115	0,110	0,110	0,115	0,105
Phosphor	0,049	0,046	0,049	0,055	0,016
Arsen	0,052	1,560	1,100	0,260	4,125
Zugfestigkeit in kg/mm²	43,93	51,81	48,82	45,50	50,40

Schliesslich ist noch zu erwähnen, dass J. O. Arnold[1]) bei einem Stahl mit:

	%
Kohlenstoff	0,04
Silicium	0,03
Mangan	0,01
Phosphor	0,03
Schwefel	0,02
Arsen	1,57
Aluminium	0,03

eine Festigkeit von 42,68 kg pro 1 mm² erhielt.

Kupfer.

Dieses Element soll die Festigkeit ein wenig erhöhen.
Es liegen hierüber folgende Angaben vor.

1) Journ. Iron Steel Inst. 1894, I.



Bell und Wingham[1]) gingen von folgenden zwei Legierungen aus:

	%	%
Kohlenstoff	2,72	0,133
Mangan	0,29	0,284
Silicium	0,36	0,002
Phosphor	0,13	Spur
Schwefel	0,19	0,06
Kupfer	7,55	0

und erhielten durch Zusammenschmelzen eine Reihe von Legierungen mit folgenden Eigenschaften:

Nr.	Chemische Zusammensetzung in %		Zugfestigkeit in kg/mm²
	Cu	*C*	
1	0,847	0,102	28,8
2	2,124	0,217	57,6
3	3,63	0,38	74,9
4	7,171	0,721	88,2
5	0,0	0,133	46,0
6	4,1	0,183	69,0
7	4,41	Spur	54,0

Fig. 55, Tafel XV, giebt diese Werte graphisch und zum Vergleiche (die punktierten Linien) die Festigkeit von gewöhnlichem Kohlenstoffstahl mit gleichem Kohlenstoffgehalte nach R. Gatewood.[2])

W. Lipin[3]) endlich hat folgende Zahlen publiziert:

Chemische Zusammensetzung in %						Zugfestigkeit in kg/mm² (Mittel)
C	*Si*	*Mn*	*P*	*S*	*Cu*	
0,10	0,09	0,14	0,023	0,034	0	41,0
0,12	0,14	0,30	—	—	0,29	47,5
0,12	0,11	0,23	—	—	0,45	45,5
0,12	0,14	0,26	0,025	0,032	0,48	48,75
0,10	0,10	0,20	0,029	0,024	0,49	46,55
0,14	0,12	0,27	—	—	0,61	49,75
0,12	0,16	0,22	0,024	0,025	0,86	48,85
0,15	0,15	0,26	—	—	1,16	52,9
0,07	0,06	0,14	0,024	0,026	1,18	45,1
0,10	0,06	0,16	0,023	0,023	1,69	54,65
0,11	—	—	—	0,039	2,32	—
0,13	0,14	0,30	0,023	0,009	3,20	73,25
0,09	0,05	0,18	0,029	0,009	3,51	68,35
0,11	—	—	—	0,038	4,72	—

1) Eng. Ming. Journ. 1887, II, p. 278.
2) Journ. Iron Steel Inst. 1887, II, p. 444.
3) Stahl u. Eisen 1890, S. 536.

VIERTES KAPITEL.

Reissfestigkeit (andere Elemente).

Nickel.

Kleine Nickelmengen beeinflussen die Festigkeit des Eisens nicht, grössere Mengen erhöhen dieselbe bedeutend.

Riley macht über solche Nickelstahlproben folgende Angaben:

Nr.	Chemische Zusammensetzung			Zugfestigkeit in kg pro 1 mm²			
	Ni %	*C* %	*Mn* %	gegossen	gegossen und geglüht	gewalzt	gewalzt und geglüht
1	1,0	0,42	0,58	.	86,00	90,70	86,67
2[1])	2,0	0,90	0,50	.	.	.	.
3	3,0	0,35	0,57	54,96	54,96	80,31	76,37
4	3,0	0,60	0,26	.	.	81,09	67,55
5[1])	4,0	0,85	0,50	.	.	.	.
6	4,7	0,22	0,23	.	.	63,77	63,93
7[2])	5,0	0,30	0,30	.	.	73,06	67,08
8	5,0	0,50	0,34	.	.	81,88	73,69
9[3])	10,0	0,50	0,50	.	.	.	.
10	25,0	0,27	0,85	.	.	80,93	72,12
11	25,0	0,82	0,52	.	.	74,95	66,29
12	49,4	0,35	0,57	.	.	58,89	58,26

Gauthier[4]) hat gewalzten und ausgeglühten Nickelstahl französischer Provenienz untersucht und gefunden:

Zusammensetzung in %			Zugfestigkeit in kg/mm²
C	*Ni*	*Mn*	
0,57	3,53	0,07	73,2
0,30	4,56	n. best.	57,6
0,30	6,75	" "	59,8

1) Zu hart für die Bearbeitung als Gewehrstahl; giebt bei Rotglut in kochendem Wasser gehärtet guten Werkzeugstahl.

2) Der Durchschnitt ist durch ein Stück mit schlechten Ergebnissen herabgesetzt.

3) Zu hart für die Bearbeitung; giebt — mit kaltem Wind gehärtet — gute Schmiedewerkzeuge.

4) Les alliages ferro-métalliques. Bull. Soc. d'Encour. Sér. 2, 3, 1889

Französische Panzerplatten von nachfolgender Zusammensetzung:

Kohlenstoff	0,15 bis 0,05 %
Phosphor	0,02 „ 0,05 „
Schwefel	Spuren
Mangan	0,50 bis 0,04 „
Nickel	25 %
Eisen	74 „

ergaben folgende Festigkeitsresultate:

	Zugfestigkeit in kg/mm²	
	vor	nach
	dem Ausglühen	
Stäbe aus 15 mm starkem Eisen, vorher auf 12 mm Durchmesser abgedreht	89	81
Stäbe aus 56 × 6 mm auf 17 × 6 mm bearbeitet . .	80,5	73,6
Stäbe aus 26 mm starkem Eisen auf 12 mm Durchmesser abgedreht	87,5	43,5

R. Hadfield[1]) teilt folgende Untersuchungen mit:

Chemische Zusammensetzung in %							Zugfestigkeit in kg/mm²		Anmerkung
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Fe*	*Ni*	nicht ausgeglüht	ausgeglüht	
0,08	.	.	.	.	99,80	.	31,50	.	gegossen
0,08	.	.	.	.	99,80	.	34,65	28,35	geschmiedet
0,16	0,09	0,016	.	.	0,60	98,80	29,13	.	gegossen
0,16	0,09	0,016	.	.	0,60	98,80	54,34	52,76	geschmiedet
0,19	0,31	0,10	0,09	0,79	.	0,27	48,82	28,35	—
0,14	0,20	.	.	0,75	.	0,51	47,25	26,77	—
0,13	0,23	.	.	0,72	.	0,95	51,97	26,77	
0,14	0,21	0,08	0,07	0,72	.	1,92	53,58	48,82	—
0,19	0,20	.	.	0,65	.	3,82	42,52	51,97	—
0,18	0,31	.	.	0,65	.	5,81	64,57	58,27	—
0,17	0,28	0,11	0,08	0,68	.	7,65	77,17	70,87	—
0,16	0,20	.	.	0,86	.	9,51	133,86	88,20	—
0,18	0,22	.	.	0,93	.	11,39	148,04	140,16	—
0,23	0,24	0,11	0,05	0,93	.	15,48	148,04	107,09	—
0,19	0,27	.	.	0,93	.	19,64	143,32	136,11	—
0,16	0,30	.	.	1,00	.	24,51	121,27	122,84	—
0,14	0,38	.	.	0,86	.	29,07	59,85	58,27	—
0,16	0,31	0,08	0,06	1,08	.	49,65	—	56,70	—

1) Alloys of Iron and Nickel. Proc. Inst. Civil Eng. **138, 4,** 1898—1899.

Von besonderem Interesse sind die von M. Rudeloff[1]) veröffentlichten Untersuchungen des Sonderausschusses für Eisenlegierungen:

Nr.	Chemische Zusammensetzung in %									Zugfestigkeit in kg/mm²
	Fe	*Ni*	*Co*	*Cu*	*Mn*	*Mg*	*Al*	*Si*	*S*	
1	99,59	0,05	0,01	0,06	0,225 / 0,045 [2])	0,01	0,06	0,04	0,02	36,9 / 32,4
2	98,98	0,76	0,04	0,07	0,06	0,01	0,02	0,03	0,02	32,1
3	98,75	1,01	0,02	0,04	0,05	0,02	0,05	0,04	0,02	33,7
4	97,72	2,05	0,05	0,06	0,03	0,02	0,03	0,06	0,02	37,0
5	96,63	3,00	0,06	0,07	0,03	0,03	0,03	0,06	0,02	40,6
6	95,81	3,98	0,07	0,06	0,02	0,03	0,04	0,05	0,02	40,6
7	94,81	4,92	0,09	0,07	Spur	0,02	0,05	0,05	0,02	44,6
8	91,89	7,84	0,11	0,06	Spur	0,02	0,07	0,04	0,02	56,2
9	84,12	15,59	0,13	0,06	—	0,01	0,07	0,05	0,02	41,0
10	60,74	29,77	0,28	0,05	0,02	Spur	0,03	0,05	0,02	9,9?
11	39,69	59,60	0,49	0,10	—	0,07	—	0,06	0,01	37,8
12	5,15	93,68	0.98	0,08	Spur	0,09	—	0,08	Spur	33,2
13	0,33	98,39	1,09	0,07	—	0,12	—	0,10	Spur	30,5

Weitere Versuche derselben Kommission[3]) mit den gleichen Legierungen giebt die folgende Zusammenstellung:

a) Geschmiedete Knüppel:

Nr.	Nickelgehalt in %	Zugfestigkeit in kg pro 1 mm²		
		ungeglüht	geglüht	abgeschreckt
1	0,05	32,3	31,3	46,2
2	0,76	—	—	—
3	1,01	37,2	36,1	54,0
4	2,05	38,8	37,0	55,8
5	3,00	43,7	41,1	79,2
6	3,98	45,0	44,3	96.0
7	4,92	50,5	49,0	129,3
8	7,84	61,7	59,3	113,4
9	15,59	—	—	—
10	29,77	beim Blocken zerfallen	do.	do.
11	59,60	12,7	35,3	42,3
12	93,68	—	—	—
13	98,39	wegen Querrissen nicht bearbeitet	44,6	37,9

1) Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1896, S. 65 (1. Heft) und 8. Heft.
2) Die Variation im Mangangehalte äussert sich auch in der Festigkeit.
3) Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1898, S. 327 ff.

b) Gewalzte Rundstangen.

Nr.	Nickelgehalt in %	Zugfestigkeit in kg pro 1 mm^2		
		ungeglüht	geglüht	abgeschreckt
1	0,05	34,6	35,6	60,5
2	0,76	38,7	35,8	58,0
3	1,01	37,0	35,2	50,8
4	2,05	40,2	38,6	59,4
5	3,00	41,6	41,6	64,6
6	3,98	45,6	43,1	79,1
7	4,92	50,1	48,4	106,8
8	7,84	54,3	53,5	117,5
9	15,59	126,1	130,1	137,7
10	29,77	Block beim Schmieden zerfallen	do.	do.
11	59,60	64,5	64,3	62,3
12	93,68	56,5	56,9	56,9
13	98,39	47,7	48,2	Probe rissig

c) Gewalzte Flachstangen.

Nr.	Nickelgehalt in %	Zugfestigkeit in kg pro 1 mm^2		
		ungeglüht	geglüht	abgeschreckt
1	0,05	38,2	33,7	54,0
2	0,76	38,3	30,9	52,4
3	1,01	38,5	33,6	51,5
4	2,05	42,0	38,8	58,6
5	3,00	45,8	40,6	68,3
6	3,98	46,4	44,1	83,4
7	4,92	49,5	47,2	110,9
8	7,84	54,9	52,5	116,3
9	15,59	106,8	128,2	137,3
10	29,77	—	—	—
11	59,60	63,5	59,9	60,3
12	93,68	56,7	57,3	56,8
13	98,39	52,5	51,8	51,0

d) Festigkeit der Blöcke mit etwa 16 % Nickelgehalt.

	Roher Guss		Gewalzte Rundstangen					
			ungeglüht		geglüht		abgeschreckt	
	a	b	a	b	a	b	a	b
Eisen	81,14	84,115	.	—	.	.	.	.
Nickel	15,60	15,59	.	15,957	.	.	.	.
Gesamt-Kohlenstoff	—	—	.	0,095	.	.	.	.
Graphit	—	—	.	—	.	.	.	.
Kobalt	0,135	0,115	.	0,133	.	.	.	.
Kupfer	0,06	0,065	.	0,032	.	.	.	.
Mangan	—	—	.	0,079	.	.	.	.
Magnesium . . .	< 0,01	< 0,01	.	0,010	.	.	.	.
Aluminium . . .	0,065	0,065	.	0,034	.	.	.	.
Silicium	0,06	0,045	.	0,023	.	.	.	.
Schwefel	0,02	0,02	.	0,010	.	.	.	.
Phosphor	—	—	.	Spur	.	.	.	.
Zugfestigkeit in kg/mm² . . .	49,8	32,2	126,1	(79,6)	130,1	(75,9)	137,7	(86,9)

Chrom.

Auch dieses Element erhöht die Festigkeit bis zu einem gewissen Grade.

Hier folgen einige Angaben nach Howe.[1])

Beobachter, Art des Materiales u. s. w.	Zusammensetzung in %						Zugfestigkeit in kg/mm²
	Cr	*C* geb.	Graphit	*Mn*	*Si*	*Wo*	
Unieux, ungeh., Brustlein	4,0	1,10	.	.	.	.	125,4
Faraday und Stodart, sehr hart, ausserordentlich geschmeidig . . .	2,9±	1,0?	.	.	.	.	—
Unieux, ungeh., Brustlein	2,2	0,6	.	.	.	.	72,7
Unieux, nach Ölhärtung angelassen, derselbe Stahl, Brustlein	2,2	0,6	.	.	.	.	140,4
Unieux, Brustlein . . .	1,2	0,34	.	.	.	.	62,2
Faraday und Stodart, hart, gut geschmiedet .	0,99±	1,0?	.	.	.	.	—
A. A. Blair und D. Smith, P.	0,45 bis 0,92	0,84 bis 1,19	0,01 bis 0,03	0,03	1,28	—	81,8
A. A. Blair und D. Smith, F.	0,22 bis 0,64	0,81 bis 0,99	0,01 bis 0,02	—	—	—	73,9

1) l. c.

Beobachter, Art des Materiales u. s. w.	Zusammensetzung in %						Zug-festigkeit in kg/mm²
	Cr	*C* geb.	Graphit	*Mn*	*Si*	*Wo*	
Döhlen, Ledebur . . .	0,53	1,03	.	0,17	0,05	.	110,7[1]) 81,8[2])
Brooklyn, sehr hart, Hunt und Clapp und Howe	0,50	0,91	.	.	.	.	86,3
A. A. Blair und D. Smith, G.	0,38	0,90	.	1,89	0,03	0,98	94,5
Brooklyn, St. Louis-Brücke (?) Blair	0,38	0,84	0,1	0,22	0,09	.	78,0
Desgleichen	0,38	0,94	.	.	.	.	.
Brooklyn, Hunt und Clapp und Howe	0,36	0,98	.	.	.	.	.
Brooklyn, I A, Hunt und Clapp und Howe . .	0,29	1,32	.	0,15	0,15	0,73	87,5[1]) 89,6[2])
Brooklyn, St. Louis-Brücke (?) Blair	0,25	0,70	.	.	.	.	102,6
Desgleichen	0,00	0,60	.	.	.	.	.
Unieux, ungehärtet (dasselbe Stück, Barbier, Boussignault)	.	.	.	.	.	.	76,7
„ bei Gelbglut gehärtet (dasselbe Stück, Barbier, Boussignault)	.	.	.	.	.	.	134,7
„ b. hell Kirschrotglut gehärt. (dasselbe Stück, Barbier, Boussignault)	.	.	.	.	.	.	143,1
„ bei Kirschrotglut gehärtet (dasselbe Stück, Barbier, Boussignault)	.	.	.	.	.	.	73,5
„ b. dunkl. Rotglut gehärtet (dasselbe Stück, Barbier, Boussignault)	.	.	.	.	.	.	70,5
Brooklyn, West Point-Proben, härteste Stange . .	.	.	.	.	.	.	132,5
Dgl. dgl., weichste Stange	.	.	.	.	.	.	139,0
Brooklyn, Kirkaldy's Probe	.	.	.	.	.	.	117,3
	.	.	.	.	.	.	91,4
	.	.	.	.	.	.	89,5
	.	.	.	.	.	.	87,7
Unieux, Privatmitteilung .	.	.	.	.	.	.	111,2
	.	.	.	.	.	.	107,4
Unieux, ausgeglüht, Brustlein	.	0,7 ±	.	.	.	.	72,1
Unieux, in Öl gehärtet und angelassen, dasselbe Stück, Brustlein . .	.	0,7 ±	.	.	.	.	150,4
Brooklyn, Thurston . .	1,04	0,63	0,01	0,05	0,15	.	.
	0,92	0,44	0,01	0,02	0,14	.	.
	0,61	0,46	0	0,03	0,12	.	.

1) Vom Erzeuger erhalten.

2) Bei Dunkelrotglut in Öl gehärtet.

Eine Chromeisen-Legierung von Terrenoire hatte nach Wedding[1]) folgende Zusammensetzung:

	%
Kohlenstoff	0,45
Silicium	0,28
Mangan	0,75
Chrom	0,75
Phosphor	—
Schwefel	Spur

Seine Reissfestigkeit pro 1 mm² betrug:

gehärtet	63,0 kg
ungehärtet	87,2 „

Nach Ledebur[2]) zeigte ein Chromstahl von Brooklyn von nachfolgender Zusammensetzung:

	%
Kohlenstoff	1,01
Chrom	0,35
Silicium	Spur
Mangan	„

eine Zugfestigkeit von 84,2 kg/mm².

R. A. Hadfield[3]) giebt folgende Zahlen:

Quelle	Chemische Zusammensetzung in %						σ_B in kg/mm²
	C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Cr*	
Terrenoire	0,46	—	—	—	1,06	Θ	64,57
	0,51	—	—	—	1,30	Θ	81,90
	0,56	—	—	—	2,00	Θ	89,77
Arnold	0,25	0,3	0,12	0,11	1,75	Θ	66,15
	0,28	0,8	0,10	0,09	1,54	0,42	77,17
	0,28	0,8	0,10	0,09	1,54	0,42	72,45
	0,32	0,11	0,05	0,07	1,46	0,30	78,75
	0,28	0,11	0,07	0,07	1,41	0,64	80,32
	0,58	0,19	—	—	0,46	0,53	89,77
Vickers	0,60	—	0,05	0,03	0,50 bis 0,70	Θ	n. best.
Reynolds	n. best.	n. best.	n. best.	n. best.	n. best.	Θ	56,70
Aspinall	0,65	0,28	0,09	0,06	0,86	Θ	72,45
	0,60	0,23	0,07	0,02	1,11	Θ	—
Berkley	—	—	—	—	—	—	74,02
Rendel	0,52	0,24	0,10	0,05	0,49	Θ	67,72
Arnold[4])	0,50	0,07	0,09	0,08	1,10	Θ	80,32
	0,32	0,11	0,05	0,07	1,46	0,30	78,75

1) Eisenhüttenkunde, 1. Bd., S. 334.
2) Handbuch der Eisenhüttenkunde, S. 670.
3) Journ. Iron Steel Inst.
4) Federnstahl.

Die folgenden Angaben Hadfield's beziehen sich auf Chromstahl im nicht ausgeglühten und im ausgeglühten Zustande:

Chemische Zusammensetzung in %						Spez. Gewicht unausgeglüht	σ_B in kg/mm²	
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Cr*		ungeglüht	ausgeglüht
0,07	0,07	0,09	0,04	0,11	0,22	7,777	44,10	37,80
0,16	0,07	0,10	0,04	0,18	0,29	—	44,10	39,37
0,15	0,10	0,09	0,04	0,21	0,48	—	48,82	43,31
0,14	0,08	0,09	0,04	0,25	0,57	7,759	45,67	40,16
0,12	0,08	0,10	0,04	0,18	0,84	—	49,61	44,10
0,27	0,12	0,13	0,04	0,21	1,18	—	62,21	56,70
0,21	0,14	0,09	0,04	0,12	1,51	7,740	59,85	52,76
0,39	0,14	0,11	0,04	0,25	2,54	—	85,05	69,30
0,41	0,18	0,10	0,04	0,28	3,17	—	100,79	74,81
0,77	0,50	0,11	0,04	0,61	5,19	7,712	116,54	86,62
0,86	0,31	0,13	0,03	0,29	6,89	—	114,18	64,57
0,71	0,36	0,10	0,03	0,25	9,18	—	96,07	69,30
1,27	0,38	0,10	0,03	0,25	11,13	7,675	97,65	51,97
1,79	0,61	0,08	0,04	0,28	15,12	—	—	—
2,12	1,20	0,10	0,04	0,22	16,74	7,595	—	69,30

während nachstehende Chromstahldrahtproben den Einfluss des Härtens erkennen lassen:

Chemische Zusammensetzung in %						Zugfestigkeit in kg pro 1 mm²			
						ausgeglüht und gezogen	ausgeglüht	in Öl gehärtet und angelassen	in Wasser gehärtet
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Cr*				
1,36	0,13	0,06	0,06	1,44	.	108,67	78,75	122,84	.
1,40	0,07	.	.	1,40	.	97,65	74,02	157,49	.
1,35	0,13	0,04	0,02	0,39	.	94,50	72,45	168,52	.
1,35	0,08	.	.	0,46	.	85,05	59,85	170,09	.
1,32	0,03	0,03	0,05	0,40	.	80,32	63,00	171,67	.
0,77	0,07	.	.	0,46	.	78,75	53,58	135,44	39,37
0,16	0,07	0,10	0,04	0,18	0,29	70,87	69,30	77,17	92,92
0,27	0,12	0,13	0,04	0,21	1,18	132,29	108,67	116,54	140,16
0,77	0,50	0,11	0,04	0,61	5,19	129,14	108,67	108,67	77,17
0,71	0,36	0,10	0,03	0,25	9,18	107,09	92,92	92,92	92,92

Wolfram.

Auch hier tritt bis zu einem gewissen Grade Erhöhung der Festigkeit ein; ein grösserer Wolframgehalt verringert dieselbe jedoch.

Howe[1]) giebt folgende Zusammenstellung:

1) l. c.

	Chemische Zusammensetzung in %						Zug-festigkeit in kg/mm²
	W	*Fe*	*C*	*Si*	*Mn*	*P*	
L. Schneider	11,03	—	2,15	0,26	1,49	0,007	—
Mushet's Spezial-stahl	9,99	—	1,24	0,33	1,04	0,04	—
	7,81	—	1,99	0,09	0,19	—	103,3
Englisch	8,25	—	1,70	0,82	1,26	—	—
„Crescent Hardened", Pittsburgh	6,73	—	2,06	0,05	2,66	—	53,7[1] 66,3[2]
„Imperial", Pittsburgh	6,38	—	1,6	0,16	2,11	—	—
	—	—	—	—	—	—	47,3 64,2
Ledebur	8,81	—	0,42	0,76	2,57	—	—
	8,74	—	0,38	0,76	2,48	—	—
Steirisch	6,45	—	1,20	0,21	0,35	—	134,0
Bochum	3,05	95,85	—	—	Spur	—	—
	2,71	96,37	—	—	Spur	—	—
	1,94	—	1,43	0,19	0,44	—	—
De Fenffe	—	—	—	—	—	—	108,1
	—	—	—	—	—	—	117,4

Ledebur teilt (nach dem Jahrb. f. d. Bg.- u. Hüttenwes. im Königr. Sachsen auf das Jahr 1879, S. 119) folgende Angaben mit:

Wolframstahl von	Chemische Zusammensetzung				Zug-festigkeit in kg/mm²
	Wo %	*C* %	*Mn* %	*Si* %	
Bochum	1,94	1,43	0,44	0,19	96,53
Unbekanntem Ursprung .	2,58	1,36	0,25	0,42	92,70
Steiermark	6,45	1,20	0,34	0,21	133,9

Aluminium.

Mässige Aluminiummengen steigern die Festigkeit.

Daten von Spencer:

Chemische Zusammensetzung in %						Zerreissfestigkeit in kg/mm²
Al	*C*	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	
0,11	0,29	0,074	0,013	0,037	Spur	37,94
0,11	0,29	0,074	0,013	0,037	„	37,17
0,33	0,28	0,022	0,012	0,058	.	40,24
0,12	0,10	0,06	.	.	.	35,88
0,12	0,10	0,06	.	.	.	32,77

1) Wie eingeliefert.

2) Bei dunkler Rotglut in Öl gehärtet.

Daten von Hadfield:[1])

Chemische Zusammensetzung in %						Spezifisches Gewicht	Zerreissfestigkeit in kg/mm²	
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Al*		nicht ausgeglüht	ausgeglüht
0,22	0,19	.	.	0,07	0,15	.	45,67	39,37
0,15	0,18	0,10	0,04	0,18	0,38	.	47,25	40,95
0,20	0,12	.	.	0,11	0,61	7,781	44,10	40,16
0,18	0,16	0,09	0,03	0,14	0,66	.	45,67	42,52
0,17	0,10	.	.	0,18	0,72	7,755	44,10	39,37
0,26	0,15	0,08	0,04	0,11	1,16	.	51,97	45,67
0,21	0,18	.	.	0,18	1,60	7,6237	48,82	40,95
0,21	0,18	0,09	0,03	0,18	2,20	.	48,82	44,10
0,24	0,18	.	.	0,32	2,24	7,554	51,19	44,89
0,22	0,20	0,08	0,03	0,22	5,60	.	59,85	56,70
0,26	0,33	0,08	0,03	0,25	9,14	6,6726	—	—

Spencer[2]) teilt noch folgende Versuchsergebnisse mit:

a) Gegossen.

Chemische Zusammensetzung in %			Zugfestigkeit in kg/mm²
Al	*C*	*Si*	
0,12	0,10	0,06	35,93
0,12	0,10	0,06	35,93
0,12	0,15	0,093	35,91
0,12	0,15	0,093	35,91
0,12	0,21	0,093	41,39
0,12	0,21	0,093	42,18
0,12	0,25	0,093	35,01
0,12	0,25	0,093	34,55
0,11	0,29	0,074	37,97
0,11	0,29	0,074	35,93
0,11	0,48	0,33	27,84
0,11	0,48	0,33	28,65

1) Aluminium-Steel. Journ. Iron Steel Inst. 1890, II.
2) Journ. Iron Steel Inst. 1890, II.

b) Ausgeglüht.

Chemische Zusammensetzung in %			Zugfestigkeit in $^{kg}/_{mm^2}$
Al	*C*	*Si*	
0,12	0,10	0,06	32,26
0,12	0,10	0,06	33,32
0,12	0,15	0,093	32,19
0,12	0,15	0,093	32,02
0,12	0,21	0,093	37,89
0,12	0,21	0,093	36,90
0,12	0,25	0,093	35,83
0,12	0,25	0,093	35,17
0,11	0,29	0,074	37,20
0,11	0,29	0,074	37,20
0,11	0,48	0,33	46,61
0,11	0,48	0,33	56,22
0,19	0,15	0,084	34,33
0,19	0,15	0,084	33,32
0,16	0,33	0,14	41,39
0,16	0,33	0,14	41,07
0,18	0,65	0,23	38,27
0,18	0,65	0,23	39,81
0,33	0,28	0,22	40,25
0,33	0,28	0,22	40,28
0,31	0,49	0,23	51,50
0,31	0,49	0,23	51,14
0,29	0,85	0,40	64,06
0,29	0,85	0,40	74,43

Zinn.

Auf Anregung Ledebur's wurden in der Bismarckhütte Versuche angestellt,[1]) welche folgende Resultate ergaben:

a) Martinflusseisen.

Chemische Zusammensetzung in %						Zerreissfestigkeit in $^{kg}/_{mm^2}$	
C	*P*	*Mn*	*S*	*Cu*	*Sn*	Schmiedeprobe	Walzprobe
0,09	0,02	0,37	0,05	0,16	—	32,9	34,2
—	—	—	—	—	0,10	41,2 [2])	39,0 [2])
—	—	—	—	—	0,19	38,7 [2])	35,2 [2])
—	—	—	—	—	0,25	39,6 [2])	36,3 [2])
—	—	—	—	—	0,63	46,7 [2])	40,6 [2])

1) Stahl u. Eisen 1901, S. 330.

2) Die Verteilung des Zinnes im Block ist eine sehr ungleichmässige.

b) Tiegelstahl.

Chemische Zusammensetzung in %							Zerreissfestigkeit in kg/mm²
C	*P*	*Mn*	*Si*	*S*	*Cu*	*Sn*	
0,63	—	—	—	—	—	0,23	72,3
0,55	0,05	0,35	0,33	0,05	0,18	0,50	72,3
0,69	—	—	—	—	—	0,68	73,9
0,36	—	—	—	—	—	1,52	bei 48 kg Belastung am Stabkopf gebrochen.

Fünftes Kapitel.

Dehnung beim Bruche und Querschnittsverminderung. Einfluss der chemischen Zusammensetzung und Konstitution: Kohlenstoff.

Die Bruchdehnung und die Querschnittsverminderung (auch Einschnürung oder Kontraktion genannt) hängen ebenso wie die Zerreissfestigkeit nicht allein von der chemischen Zusammensetzung, sondern auch von der vorhergehenden thermischen und mechanischen Bearbeitung und der damit in Zusammenhang stehenden chemischen und morphologischen Konstitution, der Korngrösse und der Art des Gefüges ab. Dort, wo die Festigkeit bei gleicher thermischer und mechanischer Bearbeitung u. s. w. — also nur unter dem Einflusse der geänderten chemischen Zusammensetzung — sich ändert, sinkt Dehnung und Querschnittsverminderung (wenigstens bis zu einem gewissen Grade) mit wachsender Festigkeit.[1]) Die nachfolgenden, von Howe zusammengestellten Daten zeigen für Kohlenstoffstahl diesen Zusammenhang zwischen Dehnung und Festigkeit:

1) Wenn jedoch die Festigkeit bei gleicher Zusammensetzung deshalb wächst, weil die Korngrösse abnimmt, wächst auch gleichzeitig Dehnung und Querschnittsverminderung. Wir werden hierauf später nochmals zurückkommen.

Dehnung in % (100 mm Marken-distanz)	Reissfestigkeit in kg/mm²		Dehnung in % (100 mm Marken-distanz)	Reissfestigkeit in kg/mm²	
	Maximum	Minimum		Maximum	Minimum
4	105,8	77,6	20	65,6	41,6
6	97,3	71,9	22	62,1	39,5
8	91,7	66,3	24	56,4	36,7
10	86,0	60,0	26	54,3	36,0
12	78,3	56,4	28	52,2	36,0
14	76,2	52,9	30	50,1	35,3
16	71,9	49,4	32	49,4	35,3
18	69,1	45,1			

Mit wachsendem Kohlenstoffgehalte nimmt die Zähigkeit (also Bruchdehnung und Querschnittsverminderung) ziemlich rasch ab und wird schon bei 1 % Kohlenstoff verschwindend klein.

Howe, der zur Berechnung der Bruchdehnung aus dem Kohlenstoffgehalte eine Formel aufstellt,[1]) giebt für den Zusammenhang zwischen Kohlenstoffgehalt und Dehnung folgende Maximal- und Minimalwerte an, denen wir noch die daraus berechneten Mittelwerte anreihen:

C %	Dehnung in % bei 203,2 mm Markendistanz			
	nach Howe's Formel	Maximum	Minimum	Mittel
0,1	26,4	29,0	17,5	23,25
0,2	26,6	25,2	15,0	20,1
0,3	21,6	23,0	12,0	17,5
0,4	17,4	21,0	—	—
0,5	12,0	—	7,5	—
0,6	6,48	10,0	—	—
0,7	5,04	7,5	2,5	5,0
0,8	4,03	6,0	1,5	3,75

v. Kerpely[2]) macht folgende Angaben:

---

1) Die unten angegeben werden wird.

2) A. v. Kerpely: Eisen und Stahl auf der Weltausstellung zu Paris im Jahre 1878, S. 89, 91 und 160.

Material	Chemische Zusammensetzung in %					Marken-distanz in mm	Bruch-dehnung in %
	C	Mn	P	Si	S		
Martinflusseisen von Terrenoire in gewalzten Stäben von 20 mm Durchmesser	0,15	0,21	0,04	Spur	Spur	200	32,3
	0,49	0,20	0,07	„	„	200	24,8
	0,71	0,26	0,06	„	„	200	10,0
	0,88	0,25	0,06	„	„	200	8,4
	1,05	0,25	0,06	„	„	200	5,2
Martinflusseisen von Reschitza in gewalzten Flachstäben von 22 mm Dicke und 90 mm Breite	0,12	n. best.	n. best.	n. best.	n. best.	250	31,0
	0,28	„	„	„	„	250	28,6
	0,50	„	„	„	„	250	23,8
	0,75	„	„	„	„	250	17,3
	1,00	„	„	„	„	250	2,7
	1,15	„	„	„	„	250	—

Über den Zusammenhang zwischen Kohlenstoffgehalt und Kontraktion (Querschnittsverminderung) geben die folgenden Daten[1]) einigen Aufschluss:

Chemische Zusammensetzung in %					Querschnittsverminderung in %
C	Si	Mn	P	S	
0,176	0,013	0,233	0,0682	—	52,0
0,207	0,009	0,391	0,0339	—	46,6
0,380	0,059	0,441	0,0547	0,014	35,0
0,466	0,055	0,420	0,0731	—	23,0

Über den Einfluss der mechanischen Bearbeitung geben folgende Beobachtungen Aufschluss:

Wedding fand bei Stäben aus weichem Flusseisen, die ursprünglich 42 mm² Querschnitt besassen und bei verschiedenen Temperaturen auf kleinere Querschnitte herabgeschmiedet wurden,[2]) folgende Werte für Dehnung und Querschnittsverminderung:

	Dehnung in % auf 50 mm Markendistanz	Querschnittsverminderung in %
Im Anlieferungszustande	21,9	57,8
Bei gewöhnlicher Temperatur auf 28 mm² Querschnitt heruntergeschmiedet	2,3	32,1
Bei Blauhitze auf 23 mm² Querschnitt herabgeschmiedet	5,9	54,1
„ Rotglut „ 28 „ „ ausgeschmiedet .	17,6	63,8

1) H. v. Jüptner: „Beziehungen zwischen chemischer Zusammensetzung und physikalischen Eigenschaften von Eisen und Stahl" auszugsweise entnommen.

2) Siehe auch zweites Kapitel dieses Buches.

Von besonderem Interesse sind die Versuche A. Sattmann's.[1]) Er prüfte Stäbe, welche aus 10 mm dicken Blechen von teils sauerem, teils basischem Flusseisen geschnitten waren. Erstere enthielten 0,19 %, letztere 0,15 % Kohlenstoff:

	Bruchdehnung in % auf 200 mm Markendistanz		Querschnittsverminderung in %	
	sauer	basisch	sauer	basisch
Probestäbe vor dem Schmieden .	24,5	28,5	59,0	65,0
Nach dem Ausschmieden von 10 mm auf 9 mm. Das Ausschmieden erfolgte bei einer Anfangstemperatur von				
— 19° C.	15,0	19,5	59,8	64,0
Zimmertemperatur (+ 10° C.)	7,0	7,5	55,7	64,6
etwa 40° C.	7,0	7,0	50,6	55,5
„ 200° „	4,0	7,0	37,8	57,2
„ 320° „	4,0	7,0	47,2	56,7
„ 600° „	12,0	10,0	56,0	56,0
„ 800° „ (700—750 Taylor)	16,0	21,5	56,2	64,7
„ 1000° „ (840 „)	22,5	22,0	64,5	67,6
„ 1100° „ (1000—1080 „)	22,5	21,0	62,5	67,3
„ 1300° „ (1200 „)	18,5	19,5	61,0	68,9

Wie man sieht, verhält sich die Zähigkeit, und zwar ganz besonders die Bruchdehnung umgekehrt wie die früher[2]) angeführte Festigkeit. Bearbeitung bis unter 600° C. verringert dieselbe, während Bearbeitung bei höherer Temperatur sie bedeutend erhöht. Die Ursache hierfür ist dieselbe wie bei der Festigkeit.

Über den Einfluss des Drahtziehens macht Howard[3]) folgende Angaben, welche sich auf das Ziehen eines Flusseisenstabes durch eine enge Öffnung beziehen, wodurch eine Verkleinerung seines Durchmessers von 51,5 auf 49 mm bewirkt wurde:

	Bruchdehnung in %	Querschnittsverminderung in %
Vor dem Ziehen	23,9	42,9
Nach dem Ziehen	2,7	33,5

1) Stahl u. Eisen 1892, S. 551. Siehe auch zweites Kapitel dieses Buches.

2) S. 213.

3) Stahl u. Eisen 1886, S. 176. Siehe auch Zweiter Teil, Drittes Buch, Zweites Kapitel, S. 213.

Den Einfluss des Walzens bei verschiedenen Temperaturen zeigen die folgenden Untersuchungen Thurston's.[1])

	Durchmesser der untersuchten Stäbe in mm	Bruchdehnung in %	Querschnittsverringerung in %
Heiss gewalzt	44,4	30,0	41,4
Kalt gewalzt	44,4	6,0	29,4
Heiss gewalzt	38,1	25,7	40,2
Kalt gewalzt	38,1	7,6	28,3
Heiss gewalzt	19,0	21,6	37,8
Kalt gewalzt	19,0	9,0	29,7
Heiss gewalzt	6,3	16,9	47,3
Kalt gewalzt	6,3	3,4	29,6

Inwieweit die Zähigkeit gegossener Flusseisenblöcke durch Schmieden bei höherer Temperatur geändert wird, zeigen die folgenden Versuche Kirkaldy's,[2]) bei welchen Bessemerblöcke von Fagersta von 152 mm auf 51 mm herabgeschmiedet wurden:

	Kohlenstoffgehalt in %	Bruchdehnung in % Markendistanz 254 mm	Querschnittsverringerung in %
Im rohen Zustande	0,2	11,6	11,9
Geschmiedet	0,2	22,5	61,3
Im rohen Zustande	0,4	3,4	4,2
Geschmiedet	0,4	17,9	52,5
Im rohen Zustande	0,6	1,7	2,3
Geschmiedet	0,6	10,2	28,4
Im rohen Zustande	0,8	1,1	1,5
Geschmiedet	0,8	2,2	3,2

Auch hier wächst im allgemeinen der Einfluss der Bearbeitung im heissen Zustande mit abnehmendem Kohlenstoffgehalte.

---

1) Stahl u. Eisen 1886, S. 93. Siehe auch Zweiter Teil, Drittes Buch, Zweites Kapitel, S. 214.

2) R. Åkerman, On Hardening Iron and Steel, Journ. Iron Steel Inst. 1879, II. Siehe auch Zweiter Teil, Drittes Buch, Zweites Kapitel, S. 214.

Härten verringert die Zähigkeit und zwar um so mehr, je energischer die Härtung erfolgt. Härtung unterhalb A_1 ist so gut wie ohne Einfluss. Es gilt auch hier dasselbe (nur im entgegengesetzten Sinne), was bezüglich der Festigkeit früher gesagt wurde.

Folgende Tabelle enthält einige hierher gehörige Beispiele nach Ledebur's Zusammenstellung:[1])

	Zusammensetzung in %			Bruchdehnung	Querschnittsverringerung
	C	Si	Mn	in %	
Schweisseisen von Surahammar, gewalzt	0,2	.	.	19,1	n. best.
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht	0,2	.	.	6,2	33,9
Schweisseisen von Lesjöfors, gewalzt	0,07	.	.	21,2	70,2
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht	0,07	.	.	8,0	63,8
Flusseisen von Högbo, gehämmert	0,33	.	.	6,0	62,4
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht	0,33	.	.	13,0	57,6
Flussstahl von Wikmanshyttan, gewalzt	0,69	.	.	11,3	37,7
Dasselbe, glühend in Öl abgelöscht	0,69	.	.	2,0	0,4
Flussstahl von Wikmanshyttan, gewalzt	1,22	.	.	4,5	4,8
Dasselbe, glühend in Öl abgelöscht	1,23	.	.	4,1	26,0
Flusseisen von Mottala, zu Blechen gewalzt	0,2	.	.	26,9	50,1
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht	0,2	.	.	15,7	33,3
Flusseisen von Terrenoire, gewalzt	0,15	.	0,21	32,3	65,7
Dasselbe, glühend in Öl abgelöscht	0,15	.	0,21	23,7	66,1
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht	0,15	.	0,21	18,2	71,2
Flusseisen von Terrenoire, gewalzt	0,49	.	0,20	24,8	40,3
Dasselbe, glühend in Öl abgelöscht	0,49	.	0,20	12,5	26,8
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht	0,49	.	0,20	7,0	35,6
Flusseisen von Terrenoire, gewalzt	1,05	.	0,25	5,2	4,5
Dasselbe, glühend in Öl abgelöscht	1,05	.	0,25	1,0	2,0
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht, zersprang in Stücke	1,05	.	0,25	—	—
Gegossenes, übrigens unbearbeitetes Flusseisen von Terrenoire	0,2	0,2	0,6	26,3	n. best.
Dasselbe, geglüht und in Öl abgelöscht	0,2	0,2	0,6	18,6	„
Gegossenes unbearbeitetes Flusseisen von Terrenoire	0,5	0,4	0,9	9,3	„
Dasselbe, geglüht und in Öl abgelöscht	0,5	0,4	0,9	7,2	„

Weitere Beobachtungen folgen später.

Das von langsamer Abkühlung gefolgte Ausglühen hebt die Wirkungen der kalten Bearbeitung ebenso wie jene der Härtung wieder auf.[2]) Allzustarkes Erhitzen kann jedoch ein „Verbrennen“ verursachen.

1) Handb. d. Eisenhüttenk., 2. Aufl., S. 681. Siehe auch Zweiter Teil, Drittes Buch, Zweites Kapitel, S. 215.

2) Siehe auch Zweiter Teil, Drittes Buch, Zweites Kapitel, S. 215.

Bei den schon mehrfach erwähnten Versuchen mit weichem Flusseisen[1]) fand Wedding:

	Bruchdehnung in %	Querschnitts-verringerung in %
Im Anlieferungszustand	21,9	57,8
Nach der Anlieferung geglüht	22,3	55,5
Kalt geschmiedet.	2,3	32,1
Nach dem Kaltschmieden geglüht	18,4	54,7

Ebenso erhielt Sattmann bei seinen Versuchen mit sauerem Martinstahl:[2])

	Bruchdehnung in %	Querschnitts-verringerung in %
Vor dem Schmieden	24,5	59,0
Nach dem Schmieden	7,0	55,7
„ „ „ und Ausglühen . . .	24,0	61,7

Ferner erhielt Thurston[3]) bei kaltgewalzten Stäben:

	Bruchdehnung in %
Ursprünglich	24,6
Nach dem Walzen	10,4
„ „ „ und Ausglühen .	25,0

Weitere Aufschlüsse geben die folgenden, einer Zusammenstellung Wedding's[4]) entnommenen Zahlen:

---

1) Siehe S. 212, 214 u. 250.
2) Siehe auch S. 213 u. 251.
3) Siehe auch S. 214 u. 252.
4) Ausführliches Handb. d. Eisenhüttenkunde, 2. Aufl., 1. Bd., 1. Liefg., S. 158. Siehe auch Zweiter Teil, Drittes Buch, Zweites Kapitel, S. 216.

Art des Eisens	Zusammen-setzung in %		
	C	Mn	R
Herdfrischeisen (gewalzt) . . .	0,07	.	21
Flammofeneisen (gewalzt) . . .	0,15	0,21	3
Bessemereisen (Blech)	0,2	.	2
Puddeleisen (gewalzt)	0,2	.	1
Bessemereisen (gehämmert) . .	0,33	.	
Flammofenstahl (gewalzt) . . .	0,49	0,20	2
Tiegelstahl (gewalzt)	0,69	.	1
" "	1,22	.	

Während wir bisher die Zähigkeit de
gewöhnlicher Temperatur und die Veränder
durch vorhergehende thermische oder mech
leidet, betrachtet haben, wollen wir jetzt di
welche diese Legierungen bei verschieder
niederen Temperaturen erleiden, kennen
Zwecke die wichtigsten der einschlägigen
anführen.

Nachstehend sind die Durchschnittswer
Versuche mit Kesselblechen[1]) und Nieten

Temperatur in ° C.	Bruchdehnung in % au	
	Dampfkesselbleche	
	parallel	senkrech
	zur Walzrichtung	
— 34	—	—
— 18	3,5	—
+ 16	5,1	3,3
+ 45	4,3	2,5
+ 100	4,5	2,6
+ 127	—	—
+ 132	3,3	—
+ 155	—	—
+ 170	2,5	3,7
+ 200	4,6	—
+ 220	—	—
Rotglut	—	3,7

1) Siehe Zweiter Teil, Drittes Buch, Zweite

Kollmann[1]) benutzte für seine Untersuchungen drei verschiedene Eisensorten und erhielt hierbei folgende Resultate:

a) Sehniges Schweisseisen.

(0,10 % Kohlenstoff, 0,34 % Phosphor; Querschnitt = 132,73 mm.[2])

Temperatur in ° C.	Bruchdehnung in %	Querschnittsverringerung in %	Temperatur in ° C.	Bruchdehnung in %	Querschnittsverringerung in %
20	19,0	20,40	630	19,1	48,10
84	21,0	19,00	680	12,0	54,70
190	27,3	26,00	730	33,0	52,10
310	33,0	34,00	750	8,0	66,70
370	38,1	43,10	760	53,0	71,00
445	48,0	44,30	770	23,5	71,00
510	37,0	54,69	780	13,0	73,00
530	44,0	52,07	820	20,0	75,00
540	18,0	57,25	850	13,0	78,90
555	31,0	62,13	880	8,0	78,70
570	20,0	54,69	915	7,5	78,70
585	31,0	62,13	960	6,8	81,40
590	25,0	78,90	1080	5,0	90,53
610	23,0	45,20			

b) Feinkorneisen.

(0,12 % Kohlenstoff, 0,11 % Silicium, 0,14 % Mangan, 0,20 % Phosphor; Querschnitt verschieden.)

Querschnitt des Versuchsstabes in mm²	Temperatur in ° C.	Bruchdehnung in %	Querschnittsverminderung in %	Querschnitt des Versuchsstabes in mm²	Temperatur in ° C.	Bruchdehnung in %	Querschnittsverminderung in %
400	20	20,0	23,8	401,6	590	41,5	60,5
400	75	22,0	21,2	412,3	640	41,2	62,3
400	125	23,5	24,3	409,5	670	46,0	48,1
398,2	190	20,0	18,7	400	700	45,0	52,2
384,2	240	26,0	25,2	395	750	50,3	58,3
400	310	30,0	26,3	420,3	800	59,4	63,3
395,2	360	20,0	18,7	413,8	850	72,0	73,8
400	410	52,0	36,0	404,3	900	20,2	83,2
400	460	58,5	49,5	387,5	920	16,8	82,6
404	490	55,4	58,7	378,4	940	11,3	86,0
396	500	52,0	55,2	373,1	1020	9,1	89,6
379	540	31,0	31,2	413,0	1040	7,0	92,4

1) Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1880, S. 92; 1881, S. 590. Siehe auch die Festigkeitsangaben im Zweiten Teil, Drittes Buch, Zweites Kapitel, S. 219.

c) Bessemereisen.

(0,23 % Kohlenstoff, 0,30 % Silicium, 0,86
Phosphor; Querschnitt = 13

Temperatur in ° C.	Bruch-dehnung in %	Querschnitts-verringerung in %	Temperatur in ° C.
20	13,0	18,30	640
70	14,0	23,20	710
120	19,2	27,30	760
180	22,0	29,10	780
230	24,2	31,20	830
310	38,7	45,20	850
530	29,0	71,00	870
600	38,5	91,70	900
620	37,5	94,70	1050
630	23,5	93,75	1080

Wie schon erwähnt, sind die mittels
stimmten Temperaturen nicht ganz verläs
hoch; ein Fehler, der offenbar mit der Te
Die Versuche von James Howard[1]
Zähigkeit folgende Resultate:

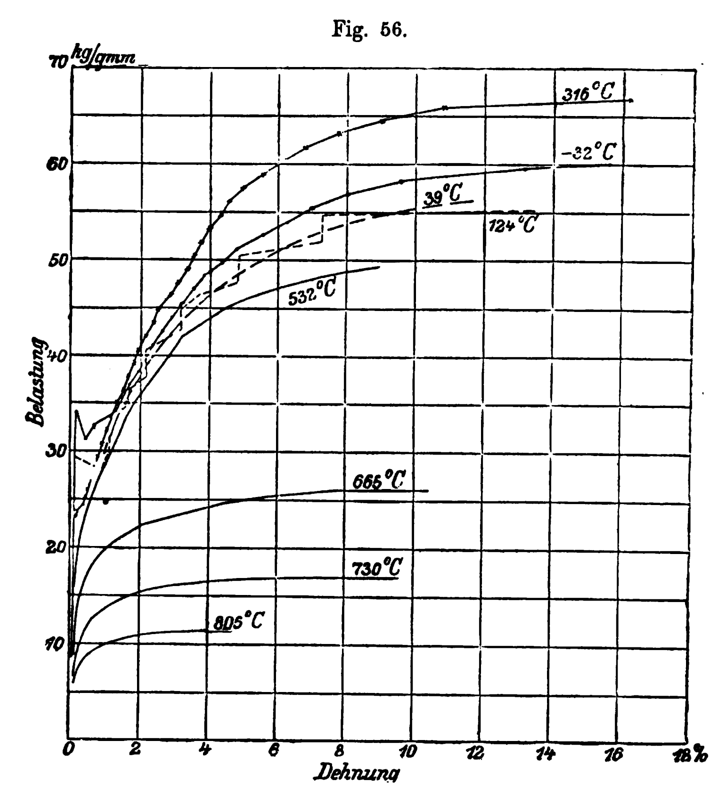
Die Querschnittsverringerung
mittelhartem Flusseisen zwischen 200° u
als bei gewöhnlicher Temperatur; härtere
260° annähernd gleiche Querschnittsverrin
peratur nahm sie zu. Bei den drei kol
(0,81, 0,89 und 0,97 % C.) war indessen d
rung zwischen 600° und 650° geringer al
peratur. Bei den höchsten angewendeten
die einzelnen Stäbe fast zu Spitzen aus, b

Bei Stäben mit grosser Querschnitts
hoher Temperatur geprüft wurden, liess
Bruch nicht plötzlich erfolgt war, sonder
schnittes begonnen und von hier aus bi
gesetzt hatte. Als man einen Versuch
brach, nachdem die Querschnittsverringer
zeigte sich im Inneren der zusammengesc
raum.

1) Iron Age 1890, p. 585. Siehe auch S. 2

Die mit der zunehmenden Belastung bis zum Bruche wachsende Längendehnung war in gewöhnlicher Temperatur am beträchtlichsten. Fig. 56 zeigt die beobachteten Schaulinien bei einem Flusseisen mit 0,31 % Kohlenstoff und 0,57 % Mangan, welches in verschiedenen Temperaturen geprüft wurde. Eigentümlich verhielten sich einige Stäbe zwischen 100° und 200°: mitunter blieb die Dehnung bei zunehmender Belastung zunächst

Fig. 56.



fast unverändert, um dann plötzlich rasch zuzunehmen, wenn die Belastung ferner gesteigert wurde. Die Schaulinie erhielt dann eine zickzackartige Form (siehe die punktierte Linie in der Figur).[1])

Leider sind auch hier, wie schon erwähnt, die Temperaturbestimmungen nicht verlässlich.

1) Le Chatelier machte die gleiche Beobachtung (Compt. Rend. **109**, p. 58).

Hingegen sind die von der königl. Versuchsanstalt in Charlottenburg mit Fl Versuche[1]) sehr verlässlich.

Die hier mitgeteilten Durchschnittse auf drei Härtestufen:

Temperatur in ° C.	Bruchdehnung in % a	
	50 mm	100 m
	Markendistanz	
	I. Härtestufe:	
— 20	38,0	31,9
+ 20	37,2	30,4
+ 100	21,0	14,1
+ 200	19,6	15,8
+ 300	23,0	20,0
+ 400	50,5	35,0
+ 500	65,6	50,3
+ 600	97,3	76,7
	II. Härtestufe:	
— 20	31,7	26,8
+ 20	34,6	28,9
+ 100	22,9	15,6
+ 200	18,5	14,8
+ 300	24,8	22,6
+ 400	36,7	29,5
+ 500	58,8	44,9
+ 600	96,6	67,3
	III. Härtestufe:	
— 20	33,8	26,9
+ 20	36,7	28,0
+ 100	25,5	18,0
+ 200	16,0	12,9
+ 300	—	5,
+ 400	39,1	30,9
+ 500	57,4	44,
+ 600	80,3	56,

Von den Versuchen über die Ände sehr tiefen Temperaturen haben wir zu

1) Mitteilg. d. kgl. techn. Versuchsanstalten Stahl u. Eisen 1890, S. 843. Siehe auch S. 22

don an Geschützstahl ausgeführten zu erwähnen.[1]) Er erhielt folgende Resultate für die Dehnung auf 100 mm Markendistanz:

	%
Naturharter Stahl bei + 15° C.	δ = 22,34
In der Kältemischung	„ = 19,89
Gehärteter und wiedererhitzter Stahl bei 15° C. .	„ = 12,55
In der Kältemischung	„ = 10,98

Die Versuche von Steiner[2]) ergaben folgende Resultate:

Art des Materiales	Temperatur in ° C.	Bruchdehnung auf 200mm Länge in %	Querschnittsverminderung in %
Schweisseisen	+ 18,5	18,5	48,9
	— 50	15,0	51,0
Martineisen	+ 25	30,5	62,3
	+ 25	30,5	64,0
Mittelwert		30,5	63,2
	— 23?	26,0	61,2
	— 40?	—	62,6
	— 40	17,0	60,0
Thomaseisen	+ 25	30,5	69,4
	+ 25?	27,0	69,1
Mittelwert		28,8	69,3
	— 50[3])	20,0	67,6
	— 50	17,0	67,7
Thomaseisen mit Aluminiumzusatz	+ 6	26	66,5
	— 60	22	64,7

Wie man sieht, nimmt die Dehnung mit der Temperatur bedeutend ab, während die Querschnittsverringerung sich wenig ändert.

Die umfassendsten Versuche über den Einfluss sehr niederer Temperaturen auf die Zähigkeit des Eisens bilden endlich jene von Rudeloff:[4])

1) Revue d'Artillerie, September 1890. Siehe auch S. 223 dieses Buches.

2) Schweizer. Bauzeitung 1895, S. 139. Siehe auch S. 224 dieses Buches.

3) Bruch excentrisch.

4) Mitteilg. d. kgl. techn. Versuchsanstalten 1895, S. 195. Siehe auch S. 225 dieses Buches.

Material	Temperatur in °C.	Bruchdehnung in % gemessen auf	
		je 30 mm vom Bruch	90 mm
1. Weiches Nieteneisen (Schweisseisen)	+ 18	30,2	27,7
	— 20	29,0	26,2
	— 80	26,6	23,8
2. Gewalztes Martinflusseisen für Schiffbau	+ 18	39,5	32,8
	— 20	38,0	33,3
	— 80	—	(23,4)
3. Gewalztes Thomasflusseisen für Schiffbau	+ 20	35,3	30,2
	20	33,8	29,5
	— 80	(31,9)	(26,2)
4. Gewalztes Bauwerk-Schweisseisen	+ 18	(23,8)	21,3
	— 20	23,5	21,7
	— 80	—	20,2
5. Federstahl	+ 18	17,7	16,0
	— 20	15,7	14,0
	— 80	12,8	10,9
6. Tiegelstahl	+ 18	20,1	17,1
	— 20	20,0	16,8
	— 80	17,6	13,9
7. Geschmiedetes Schweisseisen (Hammereisen)	+ 18	26,3	21,3
	— 20	26,1	21,9
	— 80	(27,8)	23,3

Die Ergebnisse stimmen also mit jenen der Untersuchungen Steiner's ganz gut überein.

Sechstes Kapitel.

Dehnung beim Bruch und Querschnittsverminderung. Einfluss anderer Elemente.

Silicium.

Mässiger Siliciumgehalt erhöht die Zähigkeit, grösserer aber verringert dieselbe.

Über den Einfluss des Siliciums auf die Zähigkeit schmiedbaren Eisens teilt Turner[1]) folgende Zahlen mit:

1) Siehe auch S. 226 dieses Buches.

Zusammensetzung in %		Bruchdehnung in %	Querschnittsverringerung in %
Si	*C*		
0,0098	0,020	27,7	77,0
0,020	0,029	17,6	40,3
0,027	0,020	26,0	67,4
0,035	0,076	16,3	31,8
0,039	0,057	18,2	37,7
0,080	0,052	24,3	44,9
0,117	0,113	15,6	26,8
0,130	0,034	18,8	41,9

Der Mangangehalt vorstehender Proben schwankt zwischen 0 % und 1,24 %.

Einer grösseren Zusammenstellung von Hadfield[1]) entnehmen wir folgende Angaben:

Material	Zusammensetzung in %					Bruchdehnung in % auf 50 mm Markendistanz
	C	*Si*	*Mn*	*S*	*P*	
Gewalzter Rundstab von 28,5 mm Durchmesser	0,14	0,19	0,14	0,08	0,05	30,07
	0,18	0,77	0,21	n. best.	n. best.	29,50
	0,19	1,57	0,28	"	"	31,10
	0,20	2,14	0,25	0,04	0,04	18,48
	0,20	2,68	0,25	n. best.	n. best.	17,60
	0,21	3,40	0,29	"	"	11,10
	0,25	4,30	0,36	"	"	0,00
	0,26	5,08	0,29	0,04	0,04	0,30

An anderer Stelle[2]) teilt R. Hadfield noch folgende Werte mit:

Chemische Zusammensetzung in %		Bruchdehnung in %. 50 mm Markendistanz	Querschnittsverminderung in %
C	*Si*		
0,14	0,24	37,55	60,74
0,18	0,73	34,02	52,66
0,19	1,60	35,10	54,52
0,20	2,18	36,50	59,96
0,26	5,53	0,37	2,00

1) Journ. Iron Steel Inst. 1889, II, p. 222; Stahl u. Eisen 1889, S. 1004. Siehe auch S. 226 dieses Buches.

2) Alloys of Iron and Nickel. Proc. Inst. Civil Eng. 138, 4, 1898—1899. Siehe auch S. 227 dieses Buches.

Mangan.

Zähigkeit und Dehnbarkeit wird durch wachsenden Mangangehalt bis zu einer gewissen Grenze (die um so niedriger liegt, je mehr Kohlenstoff vorhanden ist) verringert. Nach Hadfield wird bei mehr als 6 % Mangan die Sprödigkeit wieder kleiner, um von 18 % Mangan an neuerdings wieder zuzunehmen. Manganreiche Roheisen und Ferromangane sind sehr spröde.

Gauthier[1]) giebt folgende Daten:

a) Für siliciumarme Eisensorten.

	Zusammensetzung in %		Bruchdehnung in %	
	Kohlenstoff	Mangan	gewöhnlich	nach plötzlichem Abkühlen in Wasser
Bei niederem Mangangehalte	0,420	1,000	4	—
	0,450	0,521	24,2	—
	0,467	1,060	21	—
	0,515	1,305	15,7	—
	0,550	2,070	0,53	—
	0,560	1,370	6,8	—
	0,560	2,008	9,5	—
	0,700	2,560	—	—
Bei hohem Mangangehalte	0,47	7,22	1,56	—
	0,61	9,37	5,46	14,84
	0,85	12,29	3,50	42,78
	0,85	14,01	1,56	44,44
	1,50	15,22	1,04	11,71
	1,54	18,40	0,78	10,00
	1,60	19,10	0,78	4,60
	2,10	21,69	8,59	10,93

b) Für siliciumhaltige Eisensorten.

Chemische Zusammensetzung in %				Bruchdehnung in %	
Kohlenstoff	Silicium	Mangan	Phosphor	roh	in Öl gehärtet
0,875	0,322	0,772	0,085	1,4	3,0
0,287	0,233	0,693	0,076	8,8	21,4

1) Les alliages ferro-métalliques, p. 49. Siehe auch S. 227 dieses Buches.

Ledebur giebt folgende Zusammenstellung:[1])

Material	Chemische Zusammensetzung in %				Bruchdehnung in %
	C	Si	Mn	P	
Martinflusseisen von Terrenoire in Stäben von 20 mm Durchmesser[2])	0,45	Spur	0,52	0,06	24,5
	0,46	„	1,06	0,07	21,4
	0,51	„	1,30	0,06	17,4
	0,56	„	2,01	0,06	10,5
Tiegelstahl von Kapfenberg[3])	1,00	0,26	0,30	0,09	11,5
	0,71	0,43	2,33	0,04	5,53
Hadfield's Manganstahl[4])	0,40	0,15	2,30	.	6,0
	0,40	0,09	3,89	.	1,0
	0,47	0,44	7,22	.	2,0
	0,61	0,30	9,37	.	5,0
	0,85	0,28	14,01	.	2,0
	1,60	0,26	19,10	.	1,0

Von besonderem Interesse sind die nachfolgenden Angaben Hadfield's[5]) über den Einfluss des Härtens auf Manganstahle:

Material	Chemische Zusammensetzung in %			Bruchdehnung in % auf 200 mm Markendistanz
	C	Si	Mn	
Geschmiedet und gewöhnlich abgekühlt	0,61	0,30	9,37	5,0
Aus Gelbhitze in Öl abgelöscht . . .	0,61	0,30	9,37	15,0
„ „ „ Wasser abgelöscht . .	0,61	0,30	9,37	15,0
Geschmiedet und gewöhnlich abgekühlt	0,85	0,28	14,01	2,0
Aus Gelbhitze in Öl abgelöscht . . .	0,85	0,28	14,01	28,0
„ „ „ Wasser abgelöscht . .	0,85	0,28	14,01	27,0
Geschmiedet und gewöhnlich abgekühlt	1,10	0,16	12,60	2,0
Aus Gelbhitze in Öl abgelöscht . . .	1,10	0,16	12,60	27,0
„ „ „ Wasser abgelöscht . .	1,10	0,16	12,60	44,0
Geschmiedet und gewöhnlich abgekühlt	1,60	0,26	19,1	1,0
Aus Gelbhitze in Wasser abgelöscht . .	1,60	0,26	19,1	4,0

1) Siehe auch S. 228 dieses Buches.

2) A. v. Kerpely, „Eisen und Stahl", S. 92. Die Bruchdehnung ist auf 200 mm ursprüngliche Länge bezogen.

3) A. v. Kerpely, „Ungarns Eisensteine und Eisenhüttenerzeugnisse", S. 78. Die Abmessungen der geprüften Stäbe sind nicht angegeben.

4) Journ. Iron Steel Inst. 1888, II, p. 70.

5) l. c. Siehe auch S. 229 dieses Buches.

Phosphor.

Dieses Element verringert die Zähigkeit schon bei geringen Gehalten.

Ledebur[1]) giebt folgende interessante Zusammenstellung:

Material	Chemische Zusammensetzung in %				Bruchdehnung in % auf 200 mm Markendistanz
	C	*Si*	*S*	*P*	
Herdfrischeisen	0,06	0,04	0,02	0,015	20,5
	0,05	0,02	0,01	0,026	25,5
Puddeleisen	0,07	0,10	0,00	0,016	22,0
	0,07	0,06	n. best.	0,09	9,5
	0,15	0,21	„	0,12	9,5
	0,06	0,20	0,02	0,25	8,5

Howe[2]) giebt folgende Mittelwerte aus zahlreichen Fällen:

Phosphor in %	0,00 bis 0,03	0,03 bis 0,06	0,06 bis 0,09	0,09 bis 0,12	0,12 bis 0,15	0,15 bis 0,20	0,20 bis 0,25	0,25 bis 0,30	0,30 bis 0,40
Kohlenstoff in %	Bruchdehnung in %								
0 bis 0,05	30,5	—	26,5	25,0	—	—	—	—	—
0,05 „ 0,10	33,3	20,9	26,3	27,0	—	25,5	—	9,0	—
0,10 „ 0,15	29,6	27,4	27,0	19,5	22,0	16,0	11,1	21,0	13,3
0,15 „ 0,20	32,2	25,6	24,5	18,0	23,0	17,0	16,0	12,0	6,1
0,20 „ 0,25	30,6	23,8	21,0	20,1	22,0	19,0	19,0	4,1	9,4
0,25 „ 0,30	27,5	21,7	19,5	15,0	14,0	17,0	19,0	21,0	25,0
0,30 „ 0,40	18,3	23,0	19,0	16,0	16,2	11,6	16,8	20,4	19,7
0,40 „ 0,50	18,0	15,9	15,6	14,0	10,0	11,0	3,5	1,9	—
0,50 „ 0,60	—	8,4	14,9	11,5	1,5	—	4,3	8,2	—
0,60 „ 0,70	4,8	—	7,8	6,0	—	1,0	—	—	—
0,70 „ 0,80	—	5,0	—	—	—	—	—	—	—
0,80 „ 0,90	8,9	4,2	6,8	9,4	—	—	—	—	—
0,90 „ 1,00	10,6	2,1	5,1	—	—	—	—	—	—
1,00 „ 1,10	5,3	3,5	—	—	—	—	—	—	—
1,10 „ 1,20	7,1	—	—	—	—	—	—	—	—
1,20 „ 1,30	—	—	—	—	—	—	—	—	—
1,30 „ 1,40	7,3	2,5	—	—	—	—	—	—	—

1) Eisenhüttenkunde.

2) Siehe auch S. 229 dieses Buches.

Weitere Angaben enthält die folgende Zusammenstellung: [1])

Chemische Zusammensetzung in %					Bruchdehnung in %	Markendistanz, Zoll engl.	Querschnittsverringerung in %	Anmerkungen
C	*Si*	*Mn*	*P*	*S*				
0,06	0,04	.	0,015	0,02	20,5	8	—	Schwedisches Frischfeuereisen, Stäbe von 70 mm × 9,5 mm aus Blechen geschnitten, parallel zur Walzrichtung. (A. v. Kerpely (Eisen und Stahl auf der Weltausstellung zu Paris).)
0,05	0,02	.	0,026	0,01	25,5	8	—	
0,07	0,10	.	0,016	0,00	22,0	8	—	Schwedisches Puddeleisen, wie oben.
0,07	0,06	.	0,09	n. best.	9,5	8	—	Best. Yorkshire Puddeleisen, wie oben.
0.15	0,21	.	0,12	„	9,5	8	—	
0,06	0,20	.	0,25	0,02	8,5	8	—	Staffordshire - Puddeleisen, wie oben.
0,32	.	1,7	0,31	.	14,63	4	23,83	Terrenoire 1874 (Mittel aus mehr als 1000 Fällen).
0,34	.	0,58	0,26	.	20,45	4	45,05	
0,32	.	0,67	0,35	.	19,95	4	41,58	
0,31	Spur	0,75	0,25	Spur	26,8	8	47,6	Terrenoire 1878.
0,27	„	0,80	0,27	„	25,1	8	44,9	
0,31	„	0,69	0,40	„	26,0	8	46,7	
0,49	0,10	.	0,30	0,0	3,9	8	0,0	Heaton-Process, Fairbairn, Gruner.
0,57	0,12	.	0,23	0,01	3,1	8	0,0	
0,52	0,16	.	0,24	0,01	9,4	8	30,0	
0,54	0,10	.	0,24	0,00	3,6	8	0,0	
0,54	0,12	.	0,28	0,00	9,4	8	0,0	
0,47	0,09	.	0,23	0,03	10,4	8	43,0	
0,10	Spur	0,63	0,32	0,03	24,0	—	47,0	Clapp-Griffith-Bessemerstahl.
0,12	„	0,81	0,43	0,03	18,75	—	31,8	
0,12	„	0,77	0,55	0,05	23,50	—	35,8	
0,31	„	.	0,40	.	0,62	—	0,0	
0,08	„	0,50	0,72	0,03	2,25	—	2,6	
0,13	„	0,73	0,85	.	9,50	—	9,44	
Phosphorgehalt nicht angegeben, aber voraussichtlich hoch					25,25	8	48,8	
					23,0	8	26,9	
					22,75	8	30,6	
					17,5	8	14,3	
					14,25	8	15,3	
0,8	0,1	0,48	0,50	0,09	24,0	8	36,4	
					23,25	8	36,4	
					23,0	8	32,5	
					23,25	8	37,6	
0,33	0,14	.	0,38	0,03	12,5	—	29,0	Heaton-Stahl, Gruner.
0,55	0,13	.	0,25	0,05	4,0	—	6,0	
0,35	.	.	.	.	6,0	—	9,0	
0,37	.	.	.	.	3,1	—	5,0	
0,32	0,21	.	0,34	Spur	1,3	—	3,0	
0,48	0,17	.	0,50	0,03	3,2	—	6,0	

1) Siehe auch S. 230 dieses Buches.

Chemische Zusammensetzung in %					Bruchdehnung in %	Markendistanz, Zoll engl.	Querschnittsverringerung in %	
C	*Si*	*Mn*	*P*	*S*				
0,28	0,01	0,93	0,33	?	24,6	—	44,1	K
0,24	0,02	0,49	0,32	?	21,1	—	54,3	
0,23	0,03	0,99	0,67	?	22,2	—	59,9	
0,23	0,01	0,62	0,24	?	13,5	—	19,1	
0,19	0,01	0,25	0,26	?	10,5	—	16,5	
0,15	0,01	0,19	0,34	?	15,7	—	47,5	
0,24	Spur	.	0,29	.	20,2	—	30,1	
0,28	0,02	.	0,29	.	12,8	—	23,6	
0,30	0,01	.	0,35	.	11,6	—	16,9	
0,25	Spur	.	0,32	.	22,5	—	50,0	
		Chrom						
0,19	0,02	0,18	0,51	.	4,6	—	—	Ch
0,18	0,01	0,20	0,56	.	24,0	—	—	
0,23	Spur	0,21	0,76	.	5,7	—	—	
0,20	—	0,32	0,76	—	4,7	—	—	
0,30	—	0,14	0,90	—	19,3	—	—	
0,30	—	0,16	0,95	—	8,2	—	—	

Schwefel.

Über die Einwirkung des Schwefels a A. v. Kerpely,[1]) der im Puddelofen absi Schwefel zuführte, folgende Mitteilungen:

bei 0,05 % Schwefel . . . . .
„ 0,12 „ „ . . . . . .
„ 0,49 „ „ . . . . . .

Diese Einwirkung ist bei Flusseisen ge eisen und macht sich besonders in der W

Arsen.

Die ausführlichsten Untersuchungen Elementes rühren von J. E. Stead[2]) he ihm erhaltenen Resultate sind folgende:

---

1) Ungarns Eisensteine und Eisenhüttenerz S. 231 dieses Buches.

2) Journ. Iron Steel Inst. 1895, I. Siehe a

1. Sauerer Bessemerstahl.

Probe I (mit 0,127 % Arsen)	1	2	Mittel
Dehnung in % (50 mm Markendistanz)			
Nicht ausgeglüht	17,0	20,0	18,50
Ausgeglüht	27,25	30,0	28,62
Querschnittsverringerung in %,			
Nicht ausgeglüht	22,0	22,8	22,40
Ausgeglüht	37,7	39,2	38,45

Probe II (mit 0,16 % Arsen)	1	2	Mittel
Dehnung in % (50 mm Markendistanz)			
Nicht ausgeglüht	19,0	16,0	17,5
Ausgeglüht	30,0	(19,5)	(30,0)
Querschnittsverringerung in %,			
Nicht ausgeglüht	24,6	23,0	23,8
Ausgeglüht	41,0	(25,5)	41,0

Eine zweite Versuchsreihe ergab:

Probe I (mit 0,158 % Arsen)	1	2	Mittel
Dehnung in % (50 mm Markendistanz)			
Nicht ausgeglüht	32,0	34,0	33,0
Ausgeglüht	33,0	36,0	34,5
Querschnittsverringerung in %,			
Nicht ausgeglüht	48,7	53,30	51,0
Ausgeglüht	52,30	57,50	54,9

Probe II (mit 0,018 % Arsen)	1	2	Mittel
Dehnung in % (50 mm Markendistanz)			
Nicht ausgeglüht	33,0	33,0	33,0
Ausgeglüht	32,0	33,0	32,50
Querschnittsverringerung in %,			
Nicht ausgeglüht	46,70	47,70	47,20
Ausgeglüht	49,50	46,70	48,10

Eine dritte Versuchsreihe ergab:

Probe I (mit 0,242 % Arsen)	
Dehnung in % (50 mm Markendistanz)	
Nicht ausgeglüht	2
Ausgeglüht	2
Querschnittsverringerung in %,	
Nicht ausgeglüht	4
Ausgeglüht	4

Probe II (mit 0,073 % Arsen)	
Dehnung in % (50 mm Markendistanz)	
Nicht ausgeglüht	[illegible]
Ausgeglüht	[illegible]
Querschnittsverringerung in %,	
Nicht ausgeglüht	[illegible]
Ausgeglüht	[illegible]

2. Martinstahl.

Ein Stahl mit 0,136 % Arsen ergab folgende Werte:

	Bruc
Parallel zur Walzrichtung	17
Quer " "	16
Parallel " "	29
Quer " "	28
Parallel " "	32
Quer " "	27
Parallel " "	24
Quer " "	10

Stahl mit 0,137 % Arsen ergab:

	Bru
Parallel zur Walzrichtung	28,
Quer " "	23,
Parallel " "	31,
Quer " "	24,
Parallel " "	24,
Quer " "	28,
Parallel " "	25,
Quer " "	28,

1) Nicht normal gebrochen.

Stahl mit 0,031 % Arsen hingegen gab folgende Resultate:

	Bruchdehnung in %	Querschnittsverringerung in %
Parallel zur Walzrichtung	26,0 —24,0	46,8
Quer „ „	24,0 —23,0	38,1
Parallel „ „	29,25—26,75	59,1
Quer „ „	27,75—25,75	33,6
Parallel „ „	31,5 —28,25	52,5
Quer „ „	32,5 —30,0	48,6
Parallel „ „	30,0 —28,0	38,8
Quer „ „	31,0 —28,0	48,5

Weitere Bestimmungen über die Zähigkeit arsenhaltiger Bleche enthält die folgende Zusammenstellung:

Blechdicke, Zoll engl.	Chemische Zusammensetzung in %						Die Probe wurde genommen zur Walzrichtung	Bruchdehnung in %; 200 mm Markendistanz	Querschnittsverringerung in %
	As	*C*	*Si*	*S*	*P*	*Mn*			
1/2	Θ	0,180	0,023	0,058	0,055	0,490	parallel	28,33	55,33
„	Θ	0,180	0,023	0,058	0,055	0,490	quer	26,33	55,23
„	0,113	0,190	0,019	0,058	0,053	0,490	parallel	23,50	50,67
„	0,113	0,190	0,019	0,058	0,053	0,490	quer	22,00[1]	45,50[1]
„	0,208	0,185	0,019	0,055	0,054	0,461	parallel	26,00	44,33
„	0,208	0,185	0,019	0,055	0,054	0,461	quer	24,83	44,00
3/8	Θ	0,190	0,019	0,055	0,054	0,461	parallel	28,50	52,33
„	Θ	0,190	0,019	0,055	0,054	0,461	quer	24,75[1]	41,50[1]
„	0,102	0,180	0,023	0,058	0,053	0,461	parallel	30,00	52,33
„	0,102	0,180	0,023	0,058	0,053	0,461	quer	27,33	45,00
„	0,197	0,190	0,019	0,058	0,055	0,461	parallel	26,50	49,23
„	0,197	0,190	0,019	0,058	0,055	0,461	quer	25,67	44,67
1/4	Θ	0,180	0,019	0,058	0,055	0,461	parallel	23,33	47,00
„	Θ	0,180	0,019	0,058	0,055	0,461	quer	22,67	41,67
„	0,097	0,175	0,019	0,055	0,052	0,461	parallel	22,50	49,00
„	0,097	0,175	0,019	0,055	0,052	0,461	quer	20,17	36,67
„	0,196	0,180	0,019	0,058	0,054	0,461	parallel	27,00	50,33
„	0,196	0,180	0,019	0,058	0,054	0,461	quer	23,50	40,00

1) Mittel aus zwei Proben, deren eine mangelhaft war.

3. Thomasstahl

Arsengehalt in %
Dehnung (8" engl. Markendistanz) nicht ausgeglüh
Ausgeglüht . . . .
Dehnung (10" engl. Markendistanz) nicht ausgeglü
Ausgeglüht . . . .
Querschnittsverringerung in %, nicht ausgeglüht
Ausgeglüht . . . .

4. Geschmiedeter Tieg

Chemische Zusammensetzung in %
Kohlenstoff . . . .
Silicium . . . .
Mangan . . . .
Phosphor . . . .
Schwefel . . . .
Arsen . . . .
Bruchdehnung in % (200 mm Markendistanz) . .
Querschnittsverringerung in % . . . .

Den Einfluss grosser Arsenmengen
beiden Tabellen:

Chemische Zusammensetzung in %	A
Kohlenstoff	0,1(
Arsen	1,4
Dehnung auf 10" engl. Länge in %	17,0
„ „ 8" „ „ „ „	19,0
Querschnittsverringerung in % . .	34,9

Chemische Zusammensetzung in %	1
Kohlenstoff	0,115
Phosphor	0,049
Arsen	0,052
Dehnung in % auf 8" engl. Länge	18,0
Querschnittsverringerung in % . .	46,7

Kupfer.

Bell und Wingham[1]) machen folgende Angaben:

Nr.	Chemische Zusammensetzung in %		Dehnung in %
	Cu	*C*	
1	0,847	0,102	10
2	2,124	0,217	5
3	3,63	0,38	5
4	7,171	0,712	0

W. Lipin[2]) endlich macht über den Einfluss des Kupfers auf die Querschnittsverminderung folgende Angaben:

Chemische Zusammensetzung in %						Querschnittsverminderung in % (Mittel)
C	*Si*	*Mn*	*P*	*S*	*Cu*	
0,10	0,09	0,14	0,023	0,034	0,00	64,95
0,12	0,14	0,30	—	—	0,29	54,75
0,12	0,11	0,23	—	—	0,45	57,05
0,12	0,14	0,26	0,025	0,032	0,48	53,15
0,10	0,10	0,20	0,029	0,024	0,49	62,05
0,14	0,12	0,27	—	—	0,61	51,75
0,12	0,16	0,22	0,024	0,025	0,86	56,65
0,15	0,15	0,26	—	—	1,16	54,10
0,07	0,06	0,14	0,024	0,026	1,18	57,85
0,10	0,06	0,16	0,023	0,023	1,69	49,25
0,11	—	—	—	0,039	2,32	—
0,13	0,14	0,30	0,023	0,009	3,20	33,35
0,09	0,05	0,18	0,029	0,009	3,51	36,55
0,11	—	—	—	0,038	4,72	—

Siebentes Kapitel.

Dehnung beim Bruche und Querschnittsverminderung. Einfluss anderer Elemente.

(Schluss.)

Nickel.

Dieses Element zeichnet sich dadurch aus, dass es zwar die Festigkeit erheblich vergrössert, dabei aber die Zähigkeit wenig verändert.

1) Eng. Ming. Journ. 1887, II, p. 278. Siehe auch S. 236 dieses Buches.

2) Stahl u. Eisen 1900, S. 536. Siehe auch S. 236 dieses Buches.

Angaben von Riley[1]) über geschmiedeten und ausgeglühten Nickelstahl:

Nr.	Chemische Zusammensetzung			Bruchdehnung in %						Querschnittsverringerung in %			
				gegossen	gegossen u. geglüht	gewalzt		gewalzt u. geglüht		gegossen	gegossen und geglüht	gewalzt	gewalzt und geglüht
	Ni	*C*	*Mn*	Markendistanz in mm									
	%	%	%	120	120	203	120	203	120				
1	1,0	0,42	0,58	Versuch fehlerhaft	1,5	—	11,0	—	18,7	Versuch fehlerhaft	9,5	24,0	45,0
2[2])	2,0	0,90	0,50	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
3	3,0	0,35	0,57	2,0	2,5	—	20,3	—	20,3	5,6	9,0	37,0	42,0
4	3,0	0,60	0,26	—	—	9,0	10,1	7,5	9,0	—	—	9,0	12,0
5[2])	4,0	0,85	0,50	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
6	4,7	0,22	0,23	—	—	17,75	23,4	20,0	45,0	—	—	42,0	44,8
7[3])	5,0	0,30	0,30	—	—	10,0	12,5	15,0	17,5	—	—	22,5	18,5
8	5,0	0,50	0,34	—	—	14,0	15,6	13,5	14,0	—	—	14,0	17,0
9[4])	10,0	0,50	0,50	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
10	25,0	0,27	0,85	—	—	10,5	11,7	29,0	30,0	—	—	—	28,6
11	25,0	0,82	0,52	—	—	43,5	47,6	40,0	45,3	—	—	60,0	43,6
12	49,4	0,35	0,57	—	—	—	12,0	—	20,0	—	—	24,0	29,0

2) Zu hart für die Bearbeitung als Gewehrstahl, giebt bei Rotglut in kochendem Wasser gehärtet guten Werkzeugstahl.

3) Der Durchschnitt ist durch ein Stück mit schlechten Ergebnissen herabgesetzt.

4) Zu hart für die Bearbeitung, giebt, mit kaltem Wind gehärtet, gute Schmiedewerkzeuge.

1) Siehe auch S. 237 dieses Buches.

Französische Panzerplatten von nachfolgender Zusammensetzung:[1])

Kohlenstoff	0,15 bis 0,05 %
Phosphor	0,02 „ 0,05 „
Schwefel	Spuren
Mangan	0,50 bis 0,04 „
Nickel	25 %
Eisen	74 „

ergaben folgende Bruchdehnungen:

	Bruchdehnung in % vor dem Ausglühen	Bruchdehnung in % nach dem Ausglühen
Stäbe aus 15 mm starkem Eisen, vorher auf 12 mm Durchmesser abgedreht	19	29,5
Stäbe aus 56 × 6 mm auf 17 × 6 mm bearbeitet . . .	40	33,0
Stäbe aus 26 mm starkem Eisen auf 12 mm Durchmesser abgedreht	—	—

R. Hadfield[2]) macht folgende Angaben:

Chemische Zusammensetzung in %							Bruchdehnung in % (20" engl. Markendistanz)		Querschnittsverminderung in %	
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Fe*	*Ni*	nicht ausgeglüht	ausgeglüht	nicht ausgeglüht	ausgeglüht
0,08	.	.	.	.	99,80	.	16[3])	n. best.	34[3])	n. best.
0,08	.	.	.	.	99,80	.	47[4])	52[4])	76[4])	76[4])
0,16	0,09	0,016	.	.	0,60	98,80	4,5[3])	n. best.	9,75[3])	n. best.
0,16	0,09	0,016	.	.	0,60	98,80	45,5[4])	54[4])	57[4])	52,5[4])
0,19	0,31	0,10	0,09	0,79	.	0,27	35	37	56	52
0,14	0,20	.	.	0,75	.	0,51	36	41	62	63
0,13	0,23	.	.	0,72	.	0,95	31	41	53	63
0,14	0,21	0,08	0,07	0,72	.	1,92	33	36	55	53
0,19	0,20	.	.	0,65	.	3,82	30	35	54	55
0,18	0,31	.	.	0,65	.	5,81	27	33	40	51
0,17	0,28	0,11	0,08	0,68	.	7,65	26	26	42	41
0,16	0,20	.	.	0,86	.	9,51	9	2	18	2
0,18	0,22	.	.	0,93	.	11,39	12	12	24	26
0,23	0,24	0,11	0,05	0,93	.	15,48	3	1	2	1
0,19	0,27	.	.	0,93	.	19,64	7	5	6	4
0,16	0,30	.	.	1,00	.	24,51	13	14	14	8
0,14	0,38	.	.	0,86	.	29,07	33	48	44	51
0,16	0,31	0,08	0,06	1,08	.	49,65	n. best.	49	n. best.	53

1) Siehe auch S. 238 dieses Buches.

2) Alloys of Iron and Nickel. Proc. Inst. Civil Eng. **138**, 4, 1898—1899. Siehe auch S. 238 dieses Buches.

3) Gegossen.

4) Geschmiedet.

Von besonderem Interesse sind die von M. Rudeloff[1]) veröffentlichten Untersuchungen des Sonderausschusses für Eisenlegierungen:

Nr.	Chemische Zusammensetzung in %									Bruchdehnung in % auf je	
	Fe	*Ni*	*C*	*Cu*	*Mn*	*Mg*	*Al*	*Si*	*S*	25 mm	50 mm
1	99,59	0,05	0,01	0,06	0,225[2]) / 0,045	0,01	0,06	0,04	0,02	29,3 / 34,3	24,3 / 29,7
2	98,98	0,76	0,04	0,07	0,06	0,01	0,02	0,03	0,02	25,1	20,6
3	98,75	1,01	0,02	0,04	0,05	0,02	0,05	0,04	0,02	31,8	26,4
4	97,72	2,05	0,05	0,06	0,03	0,02	0,03	0,06	0,02	26,1	22,7
5	96,63	3,00	0,06	0,07	0,03	0,03	0,03	0,06	0,02	23,4	20,1
6	95,81	3,98	0,07	0,06	0,02	0,03	0,04	0,05	0,02	20,1	17,6
7	94,81	4,92	0,09	0,07	Spur	0,02	0,05	0,05	0,02	12,9	10,8
8	91,89	7,84	0,11	0,06	"	0,02	0,07	0,04	0,02	11,1	9,6
9	84,12	15,59	0,13	0,06	—	0,01	0,07	0,05	0,02	0,9	0,6
10	60,74	29,77	0,28	0,05	0,02	Spur	0,03	0,05	0,02	2,8	2,2
11	39,69	59,60	0,49	0,10	—	0,07	.	0,06	0,01	37,9	36,1
12	5,15	93,68	0,98	0,08	Spur	0,09	.	0,08	Spur	20,1	19,0
13	0,33	98,39	1,09	0,07	—	0,12	.	0,10	"	18,2	17,1

Weitere Versuche derselben Kommission[3]) mit den gleichen Legierungen giebt die folgende Zusammenstellung:

a) Geschmiedete Knüppel.

Nr.	Nickelgehalt in %	Dehnung pro 50 mm Länge (je 25 mm von der Bruchstelle)			Dehnung pro 100 mm Länge (je 50 mm von der Bruchstelle)			Querschnittsverminderung in %		
		ungeglüht	geglüht	abgeschreckt	ungeglüht	geglüht	abgeschreckt	ungeglüht	geglüht	abgeschreckt
1	0,05	18,5	43,9	19,0	17,3	35,1	12,4	42,3	75,4	59,3
2	0,76	—	—	—	—	—	—	—	—	—
3	1,01	32,7	34,1	15,2	28,3	29,9	13,7	67,5	60,1	38,3
4	2,05	19,1	11,6	6,7	16,6	10,9	5,8	34,0	26,3	17,8
5	3,00	29,9	28,9	15,1	24,1	25,8	9,0	58,4	57,1	67,1
6	3,98	24,6	32,6	9,6	20,9	26,5	5,6	47,5	69,4	38,3
7	4,92	27,2	18,0	6,4	23,4	16,7	4,2	53,6	33,3	22,6
8	7,84	10,0	22,0	0,1	9,7	18,3	0,4	23,7	44,1	3,4
9	15,59	—	—	—	—	—	—	—	—	—
10	29,77	[4])	[4])	[4])	[4])	[4])	[4])	[4])	[4])	[4])
11	59,60	1,3	11,4	15,3	1,0	10,4	15,1	6,6	24,9	25,5
12	93,68	—	—	—	—	—	—	—	—	—
13	98,39	[5])	37,5	17,4	[5])	32,7	16,8	[5])	57,4	29,6

1) Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1896, S. 65 (1. Heft) und 8. Heft. Siehe auch S. 239 dieses Buches.

2) Die Variation im Mangangehalte äussert sich auch in der Bruchdehnung.

3) Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1898, 327 ff. Siehe auch S. 239 dieses Buches.

4) Beim Schmieden zerfallen.

5) Wegen Querrissen nicht bearbeitet.

b) Gewalzte Rundstangen.

Nr.	Nickelgehalt in %	Dehnung pro 50 mm Länge (je 25 mm von der Bruchstelle)			Dehnung auf 90 mm Länge			Querschnittsverminderung in %		
		ungeglüht	geglüht	abgeschreckt	ungeglüht	geglüht	abgeschreckt	ungeglüht	geglüht	abgeschreckt
1	0,05	45,6	48,3	19,3	35,7	38,0	13,6	73,2	73,6	58,3
2	0,76	36,0	42,7	—	29,5	33,5	—	52,5	74,1	—
3	1,01	43,9	39,1	24,1	35,1	31,8	17,3	73,7	75,0	76,0
4	2,05	39,0	38,8	—	30,5	30,2	—	71,7	72,5	74,1
5	3,00	39,4	35,7	18,0	32,1	28,2	11,0	68,6	68,7	62,8
6	3,98	36,9	37,3	12,1	28,5	29,8	6,4	68,0	72,9	54,2
7	4,92	34,8	36,6	—	27,2	29,5	3,1	63,9	69,3	—
8	7,84	31,8	34,6	13,5	23,7	26,3	9,9	69,3	72,9	58,1
9	15,59	13,8	12,8	11,1	9,3	8,9	7,6	49,7	50,2	38,4
10	29,77	[1])	[1])	[1])	[1])	[1])	[1])	[1])	[1])	[1])
11	59,60	45,2	43,9	42,7	39,3	37,7	36,3	63,1	66,6	64,8
12	93,68	46,4	48,3	50,4	36,6	40,4	43,9	65,8	73,0	70,4
13	98,39	36,9	32,0	[2])	22,4	28,0	[2])	46,2	52,9	[2])

c) Gewalzte Flachstangen.

Nr.	Nickelgehalt in %	Dehnung pro 50 mm Länge (je 25 mm von der Bruchstelle)			Dehnung pro 100 mm Länge (je 50 mm von der Bruchstelle			Querschnittsverminderung in %		
		ungeglüht	geglüht	abgeschreckt	ungeglüht	geglüht	abgeschreckt	ungeglüht	geglüht	abgeschreckt
1	0,05	39,7	46,2	26,5	31,7	35,9	17,6	66,7	68,9	65,4
2	0,76	35,3	41,7	22,5	28,6	32,9	15,7	68,8	73,1	65,5
3	1,01	36,8	44,8	27,4	29,3	35,7	19,7	69,8	74,6	73,3
4	2,05	35,9	41,7	22,6	27,2	32,6	15,2	62,2	62,6	58,1
5	3,00	34,3	39,8	21,9	26,8	31,4	15,2	60,9	65,9	68,3
6	3,98	32,8	37,3	17,1	26,9	29,2	10,1	56,8	64,7	57,1
7	4,92	35,8	41,1	11,4	27,6	31,7	6,8	62,5	65,6	31,7
8	7,84	31,9	36,0	11,8	24,5	28,0	7,1	64,3	67,0	45,1
9	15,59	1,5	9,0	5,5	1,0	7,3	3,5	1,2	21,2	11,7
10	29,77	—	—	—	—	—	—	—	—	—
11	59,60	41,6	25,7	33,9	35,4	23,0	29,8	53,0	31,4	37,7
12	93,68	45,0	37,5	42,6	39,9	33,0	36,9	60,4	61,4	58,8
13	98,39	41,9	48,3	42,1	37,9	42,6	36,8	67,8	67,6	57,1

1) Block beim Schmieden zerfallen.
2) Stange war zu kurz, Probe ist rissig.

d) Zähigkeit der Blöcke mit etwa 16 % Nickelgehalt.

	Roher Guss		Gewalzte Rundstangen					
			ungeglüht		geglüht		abgeschreckt	
	a	b	a	b	a	b	a	b
Eisen	84,14	84,115	.	—	.	.	.	.
Nickel	15,60	15,59	.	15,957	.	.	.	.
Gesamt-Kohlenstoff	—	—	.	0,095	.	.	.	.
Graphit	—	—	.	—	.	.	.	.
Kobalt	0,125	0,115	.	0,153	.	.	.	.
Kupfer	0,06	0,065	.	0,032	.	.	.	.
Mangan	—	—	.	0,079	.	.	.	.
Magnesium	<0,01	<0,01	.	0,010	.	.	.	.
Aluminium	0,065	0,065	.	0,034	.	.	.	.
Silicium	0,06	0,045	.	0,023	.	.	.	.
Schwefel	0,02	0,02	.	0,010	.	.	.	.
Phosphor	—	—	.	Spur	.	.	.	.
Bruchdehnung gemessen auf je 25 mm von der Bruchstelle	1,2	0,6	13,3	0,5	12,8	In der letzten Teilmarke gerissen	11,1	0,6
Bruchdehnung gemessen auf 90 mm	—	—	9,3	0,3	8,9		7,6	0,4
Querschnittsverminderung in %	—	—	49,7	0,0	50,2		38,4	0,0

Chrom.

Über den Einfluss des Chroms auf die Zähigkeit der Eisenlegierungen macht Howe[1]) folgende Angaben:

Beobachter, Art des Materiales u. s. w.	Zusammensetzung in %						Bruchdehnung in %	Markendistanz, Zoll engl.	Querschnittsverminderung in %
	Cr	*C* geb.	Graphit	*Mn*	*Si*	*Wo*			
Unieux, ungehärt., Brustlein	4,0	1,10	—	—	—	—	7,5	—	—
Faraday und Stodart, sehr hart, ausserordentlich geschmeidig	2,9 ±	1,0?	—	—	—	—	—	—	—
Unieux, Brustlein	2,2	0,6	—	—	—	—	1,9	·	67 +
Unieux, nach Ölhärtung angelassen, derselbe Stahl, Brustlein	2,2	0,6	—	—	—	—	3,0	—	—
Unieux, Brustlein	1,2	0,34	—	—	—	—	7,0	—	—
Faraday und Stodart, hart, gut geschmiedet	0,99 ±	1,0?	—	—	—	—	—	—	—

1) Siehe auch S. 241 dieses Buches.

Beobachter, Art des Materiales u. s. w.	Zusammensetzung in %						Bruchdehnung in %	Markendistanz, Zoll engl.	Querschnittsverminderung in %
	Cr	*C* geb.	Graphit	*Mn*	*Si*	*Wo*			
A. A. Blair und D. Smith, P.	0,45 bis 0,92	0,84 bis 1,19	0,01 bis 0,03	0,03	1,28	—	—	—	—
A. A. Blair und D. Smith, F.	0,22 bis 0,64	0,81 bis 0,99	0,01 bis 0,02	—	—	—	—	—	—
Döhlen, Ledebur . . .	0,53	1,03	—	0,17	0,05	—	0,6	4″	0
Brooklyn, sehr hart, Hunt und Clapp, Howe . .	0,50	0,91	—	—	—	—	15,7	—	—
A. A. Blair und D. Smith, G.	0,38	0,90	—	1,89	0,03	0,98	2	4″	0
Brooklyn, St. Louisbrücke (?) Blair	0,38	0,84	0,1	0,22	0,09	—	—	—	
Desgleichen	0,38	0,94	—	—	—	—	-	—	—
Brooklyn, Hunt u. Clapp und Howe	0,36	0,98	—	—	—	—	—	—	—
Brooklyn, IA, Hunt und Clapp und Howe . .	0,29	1,32	—	0,15	0,15	0,73	6[1] 9[2]	3,5″ 3,5″	4[1] 2[2]
Brooklyn, St. Louisbrücke (?) Blair	0,25	0,70	—	—	—	—	5,5	—	19
Desgleichen	0,00	0,60	—	—	—	—	—	—	—
Unieux, ungehärtet (dasselbe Stück, Barbier, Boussignault)	—	—	—	—	—	—	15	—	50
„ bei Gelbglut gehärtet (dasselbe Stück, Barbier, Boussignault)	—	—	—	—	—	—	1,2	—	2
„ b. Hellkirschrotglut gehärt. (dasselbe Stück, Barbier, Boussignault)	—	—	—	—	—	—	2	—	6
„ bei Kirschrotglut gehärtet (dasselbe Stück, Barbier, Boussignault)	—	—	—	—	—	—	14	—	63
„ b. dunkl. Rotglut gehärtet (dasselbe Stück, Barbier, Boussignault)	—	—	—	—	—	—	17	—	63
Brooklyn, Kirkaldy's Probe	—	—	—	—	—	—	7,6	—	30
	—	—	—	—	—	—	6,2	—	59
	—	—	—	—	—	—	7,2	—	59
	—	—	—	—	—	—	11	—	47
Unieux, Privatmitteilung	—	—	—	—	—	—	—	—	57
	—	—	—	—	—	—	—	—	57
„ ausgeglüht, Brustlein	—	0,7 ±	—	—	—	—	19,5	3″	68
Unieux, in Öl gehärtet und angelassen, dasselbe Stück, Brustlein . .	—	0,7 ±	—	—	—	—	6,2	3″	29,2
Brooklyn, Thurston . .	1,04	0,63	0,01	0,05	0,15	—	—	—	—
	0,92	0,44	0,01	0,02	0,14	—	—	—	—
	0,61	0,46	0	0,03	0,12	—	—	—	—

1) Vom Erzeuger erhalten.
2) Bei dunkler Rotglut in Öl gehärtet.

Die früher[1]) erwähnte Chromlegierung von Terrenoire besass eine Bruchdehnung von

2,2 % (gehärtet),
10,0 „ (ungehärtet).

Der gleichfalls früher[2]) angeführte Chromstahl von Brooklyn ergab 13,7 % Dehnung.

R. A. Hadfield[3]) giebt folgende Zahlen:

Quelle	Chemische Zusammensetzung in %						Bruchdehnung in % (2″ engl.)	Querschnittsverminderung in %
	C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Cr*		
Terrenoire	0,46	—	—	—	1,06	0	21	—
	0,51	—	–	—	1,30	0	15	—
	0,56	—	—	—	2,00	0	9	—
Arnold	0,25	0,03	0,12	0,11	1,75	0	18	26
	0,28	0,08	0,10	0,09	1,54	0,42	15	26
	0,28	0,08	0,10	0,09	1,54	0,42	20	27
	0,32	0,11	0,05	0,07	1,46	0,30	16	29
	0,28	0,11	0,07	0,07	1,41	0,64	10	13
	0,58	0,19	—	—	0,46	0,53	18	—
Vickers	0,60	—	0,05	0,03	0,50 bis 0,70	0	n. best.	—
Reynolds	n. best.	n. best.	n. best.	n. best.	n. best.	0	—	—
Aspinall	0,65	0,28	0,09	0,06	0,86	0	—	—
	0,60	0,23	0,07	0,02	1,11	0	—	—
Berkley	—	—	—	—	—	—	20	21
Rendel	0,52	0,24	0,10	0,05	0,49	0	15	21
Arnold	0,50	0,07	0,09	0,08	1,10	0	15	31
	0,32	0,11	0,05	0,07	1,46	0,30	16	29

Die folgenden Angaben Hadfield's beziehen sich auf Chromstahl im nicht ausgeglühten und im ausgeglühten Zustande.

---

1) Siehe auch S. 243 dieses Buches.
2) Siehe auch S. 243 dieses Buches.
3) Journ. Iron Steel Inst. Siehe auch S. 243 dieses Buches.

Chemische Zusammensetzung in %						Bruchdehnung in % (2 Zoll engl.)		Querschnittsverminderung in %	
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Cr*	unausgeglüht	ausgeglüht	unausgeglüht	ausgeglüht
0,07	0,07	0,09	0,04	0,11	0,22	38,65	45,20	64,22	68,20
0,16	0,07	0,10	0,04	0,18	0,29	41,95	45,55	67,06	65,90
0,15	0,10	0,09	0,04	0,21	0,48	37,75	44,90	43,92	61,98
0,14	0,08	0,09	0,04	0,25	0,57	41,00	46,60	68,48	69,04
0,12	0,08	0,10	0,04	0,18	0,84	40,00	42,50	62,14	61,20
0,27	0,12	0,13	0,04	0,21	1,18	33,80	32,95	56,22	46,80
0,21	0,14	0,09	0,04	0,12	1,51	37,10	38,07	24,12	55,88
0,39	0,14	0,11	0,04	0,25	2,54	26,75	24,50	51,98	33,84
0,41	0,18	0,10	0,04	0,28	3,17	21,65	24,05	43,84	35,46
0,77	0,15	0,11	0,04	0,61	5,19	13,05	8,20	20,16	6,88
0,86	0,31	0,13	0,03	0,29	6,89	13,55	34,75	26,74	45,52
0,71	0,36	0,10	0,03	0,25	7,18	17,65	25,00	27,58	32,82
1,27	0,38	0,10	0,03	0,25	11,13	10,38	—	11,66	—
1,79	0,61	0,08	0,04	0,28	15,12	—	—	—	—
2,12	1,20	0,10	0,04	0,22	16,74	—	9,55	—	7,84

Wolfram.

Dieses Element verringert die Zähigkeit erheblich. Die Dehnung betrug z. B. bei den auf S. 245 angeführten Chromstählen (nach Howe's Zusammenstellung) für „Crescent Hardened" und „Imperial" (zweite Stange) Null, für den steirischen Stahl 0,75 %, während Ledebur in seiner auf S. 245 gegebenen Zusammenstellung anführt:

Wolframstahl aus Bochum	Dehnung	= 3,0 %
„ unbekannten Ursprungs	„	= 2,0 „
„ aus Steiermark . . .	„	= 0,7 „

Aluminium.

Daten von Hadfield: [1])

Chemische Zusammensetzung in %						Markendistanz, Zoll engl.	Bruchdehnung in %		Querschnittsverminderung in %	
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Al*		unausgeglüht	ausgeglüht	unausgeglüht	ausgeglüht
0,22	0,09	—	—	0,07	0,15	2	36,70	41,30	62,90	63,82
0,15	0,18	0,10	0,04	0,18	0,38	2	37,85	40,35	58,18	60,74
0,20	0,12	—	—	0,11	0,61	2	38,40	40,50	54,50	61,98
0,18	0,16	0,09	0,03	0,14	0,66	2	33,35	33,00	49,86	52,14
0,17	0,10	—	—	0,18	0,72	2	40,00	47,10	60,74	64,86
0,26	0,15	0,08	0,04	0,11	1,16	2	32,05	34,40	51,46	53,02
0,21	0,18	—	—	0,18	1,60	2	32,70	36,35	52,14	67,06
0,21	0,18	0,09	0,03	0,18	2,20	2	22,75	34,87	27,80	47,12
0,24	0,18	—	—	0,32	2,24	2	20,67	33,02	24,64	48,62
0,22	0,20	0,08	0,03	0,22	5,60	2	3,67	6,45	3,96	6,16
0,26	0,33	0,08	0,03	0,25	9,14	2	nicht bestimmt		nicht bestimmt	

1) Aluminium-Steel. Journ. Iron Steel Inst. 1890, II. Siehe auch S. 246 dieses Buches.

Spencer[1]) teilt noch folgende Zahlen mit:

A. Gegossen.

Chemische Zusammensetzung in %			Bruchdehnung in %	Querschnittsverminderung in %
Al	*C*	*Si*		
0,12	0,10	0,06	25,0	37,1
0,12	0,10	0,06	29,5	37,1
0,12	0,15	0,093	26,5	30,73
0,12	0,15	0,093	25,0	37,17
0,12	0,21	0,093	13,0	14,48
0,12	0,21	0,093	12,0	14,48
0,12	0,25	0,093	6,5	7,84
0,12	0,25	0,093	6,5	9,04
0,11	0,29	0,074	9,0	10,25
0,11	0,29	0,074	7,0	12,02
0,11	0,48	0,33	—	—
0,11	0,48	0,33	—	—

B. Ausgeglüht.

Chemische Zusammensetzung in %			Bruchdehnung in %	Querschnittsverminderung in %
Al	*C*	*Si*		
0,12	0,10	0,06	38,0	60,1
0,12	0,10	0,06	37,0	30,35
0,12	0,15	0,093	38,0	61,26
0,12	0,15	0,093	38,0	24,66
0,12	0,21	0,093	33,5	50,39
0,12	0,21	0,093	34,0	52,14
0,12	0,25	0,093	31,0	52,94
0,12	0,25	0,093	32,5	56,14
0,11	0,29	0,074	34,5	39,9
0,11	0,29	0,074	33,0	47,8
0,11	0,48	0,33	9,0	10,0
0,11	0,48	0,33	8,5	9,5
0,19	0,15	0,084	27,0	37,17
0,19	0,15	0,084	27,0	41,97
0,16	0,33	0,14	32,0	43,3
0,16	0,33	0,14	29,0	43,7
0,18	0,65	0,23	3,5	4,4
0,18	0,65	0,23	9,0	9,5
0,33	0,28	0,22	19,0	19,95
0,33	0,28	0,22	18,5	19,95
0,31	0,49	0,23	16,0	16,9
0,31	0,49	0,23	18,5	22,28
0,29	0,85	0,40	4,5	4,4
0,29	0,85	0,40	2,5	2,6

1) Journ. Iron Steel Inst. 1890, II. Siehe auch S. 246 dieses Buches.

Zinn.

Hier liegen nur die auf Anregung Ledebur's auf der Bismarckhütte ausgeführten Versuche vor.[1])

A. Martinflusseisen.

Chemische Zusammensetzung in %						Bruchdehnung in % (100 mm Markendistanz)		Querschnittsverminderung in %
C	*P*	*Mn*	*S*	*Cu*	*Sn*	Schmiedeprobe	Walzprobe	
0,09	0,02	0,37	0,05	0,16	—	31,3	33,4	69,8
—	—	—	—	—	0,10	24,7[2])	30,8[2])	62,0[2])
—	—	—	—	—	0,19	18,0[2])	34,2[2])	67,0[2])
—	—	—	—	—	0,25	26,8[2])	29,2[2])	63,8[2])
—	—	—	—	—	0,63	19,6[2])	27,2[2])	48,3[2])

B. Tiegelstahl.

Chemische Zusammensetzung in %							Bruchdehnung in %	Querschnittsverminderung in %
C	*P*	*Mn*	*Si*	*S*	*Cu*	*Sn*		
0,63	—	—	—	—	—	0,23	15,5	43,4
0,55	0,05	0,35	0,33	0,05	0,18	0,50	16,5	26,8
0,69	—	—	—	—	—	0,68	3,5	—[3])
0,36	—	—	—	—	—	1,52	Bei 48 kg Belastung am Stabkopf gebrochen.	

1) Stahl u. Eisen 1900, S. 330. Siehe auch S. 247 dieses Buches.
2) Die Verteilung des Zinn im Block ist eine sehr ungleichmässige.
3) Ausser Körner ohne Einschnürung zerrissen.

ACHTES KAPITEL.

Elastizität. Einfluss des Kohlenstoffes.

Bezüglich der Elastizität hat man, wie teilweise schon früher erwähnt, eine Reihe verschiedener Grössen unterschieden, nämlich:

1. Proportionalitätsgrenze, d. i. jene Maximalbelastung, bis zu welcher die Dehnung proportional der Last wächst. (Man nennt dieselbe auch Gleichgewichtsgrenze.)

2. Elastizitätsgrenze, d. i. jene Belastung, bei welcher eine kleine bleibende Formveränderung eintritt.

3. Streckgrenze, d. i. jene Belastung, welche bei zwei Minuten langer Einwirkung eine sichtbare Streckung hervorruft.

4. Fliessgrenze, d. i. jene Belastung, unter welcher der Stahlstab sich zwischen den Marken sehr schnell zu strecken beginnt.

Streng genommen, sind diese vier verschiedenen Grenzen identisch; dass wir dieselben getrennt beobachten, liegt nur an der angewendeten Methode.

Hieran reiht sich noch:

5. Der Elastizitätsmodul, d. i. jene Belastung, welche erforderlich wäre, um die Länge des Stabes um 100 % zu vergrössern, wenn die Proportionalitätsgrenze so hoch liegen würde, um dies zu ermöglichen.

Wir wollen auch hier den Einfluss der verschiedenen Elemente studieren und beginnen wie früher mit dem

Kohlenstoff.

Der Einfluss des Kohlenstoffes auf den Elastizitätsmodul scheint nach Howe's im nachfolgenden mitgeteilten Angaben kein gesetzmässiger zu sein:

Kohlenstoffgehalt in %	Elastizitätsmodul in kg pro 1 mm²		
	Maximum	Minimum	Mittel
0,0 — 0,15	21254	15516	18385
0,15 — 0,25	26307	17333	21820
0,25 — 0,35	21688	17526	19607
0,35 — 0,75	21117	16615	19366
0,75 — 1,00	20611	16222	18417
1,00 — 1,26	22456	17820	20138

A. v. Kerpely[1]) teilt folgende Zahlen mit:

	Chemische Zusammensetzung in %					Elastizitätsgrenze in kg/mm²
	C	Mn	P	Si	S	
Martin-Flusseisen von Terrenoire in gewalzten Stäben von 20 mm Durchmesser	0,15	0,21	0,04	Spur	Spur	18,2
	0,49	0,20	0,07	"	"	23,0
	0,71	0,26	0,06	"	"	30,8
	0,88	0,25	0,06	"	"	32,8
	1,05	0,25	0,06	"	"	39,5
Martin-Flusseisen von Reschitza in gewalzten Flachstäben von 22 mm Dicke und 90 mm Breite	0,12	n. best.	n. best.	n. best.	n. best.	20,10
	0,28	"	"	"	"	23,58
	0,50	"	"	"	"	23,58
	0,75	"	"	"	"	25,70
	1,00	"	"	"	"	28,06
	1,15	"	"	"	"	36,06

Man sieht hieraus, dass die Elastizitätsgrenze mit dem Kohlenstoffgehalte wächst.

Über den Einfluss des Drahtziehens giebt Howard[2]) für einen Flusseisenstab von 51,5 mm Durchmesser, dessen Querschnitt beim Passieren eines Ziehloches auf 49 mm verringert wurde, folgende Werte:

vor dem Ziehen . . . Elastizitätsgrenze = 19,0 kg/mm²
nach " " . . . " = 43,0 "

Thurston[3]) teilt über den Einfluss des Walzens folgendes mit:

	Durchmesser der untersuchten Stäbe in mm	Elastizitätsgrenze in kg/mm²
Heiss gewalzt . . .	44,4	21,7
Kalt " . . .	44,4	44,9
Heiss gewalzt . . .	38,1	23,5
Kalt " . . .	38,1	40,0
Heiss gewalzt . . .	19,0	16,6
Kalt " . . .	19,0	40,0
Heiss gewalzt . . .	6,3	15,6
Kalt " . . .	6,3	35,7

1) A. v. Kerpely, Eisen und Stahl auf der Weltausstellung zu Paris. Siehe auch S. 212 und S. 250 dieses Buches.

2) Stahl u. Eisen 1886, S. 176. Siehe auch S. 213 und S. 251 dieses Buches.

3) Stahl u. Eisen 1886, S. 93. Siehe auch S. 214 und S. 252 dieses Buches.

Kirkaldy,[1]) welcher Bessemerblöcke von Fagersta von 152 mm² auf 51 mm² herabschmieden liess, erhielt folgende Werte:

	Kohlenstoff-gehalt in %	Elastizitäts-grenze in kg/mm²
Im rohen Zustande . .	0,2	15,6
Geschmiedet	0,2	24,7
Im rohen Zustande . .	0,4	19,9
Geschmiedet	0,4	27,6
Im rohen Zustande . .	0,6	27,3
Geschmiedet	0,6	33,5
Im rohen Zustande . .	0,8	33,5
Geschmiedet	0,8	46,8

Härten erhöht die Elastizitätsgrenze, wie folgende Zusammenstellung Ledebur's zeigt:[2])

	Zusammensetzung in %			Elastizitätsgrenze in kg/mm²
	C	*Si*	*Mn*	
Flusseisen von Motala, zu Blechen gewalzt	0,2	—	—	21,5
Dasselbe, glühend in Wasser abgelöscht .	0,2	—	—	24,3
Flusseisen von Terrenoire, gewalzt . . .	0,15	—	0,21	18,2
Dasselbe, glühend in Öl abgelöscht . . .	0,15	—	0,21	31,4
„ „ „ Wasser abgelöscht .	0,15	—	0,21	33,1
Flusseisen von Terrenoire, gewalzt . . .	0,49	—	0,20	23,0
Dasselbe, glühend in Öl abgelöscht . . .	0,49	—	0,20	46,4
„ „ „ Wasser abgelöscht .	0,49	—	0,20	49,3
Flusseisen von Terrenoire, gewalzt . . .	1,05	—	0,25	39,5
Dasselbe, glühend in Öl abgelöscht . . .	1,05	—	0,25	92,6
„ „ „ Wasser abgelöscht, zersprang in Stücke	1,05	—	0,25	—
Gegossenes, übrigens unbearbeitetes Flusseisen von Terrenoire	0,2	0,2	0,6	23,4
Dasselbe, geglüht und in Öl abgelöscht . .	0,2	0,2	0,6	33,1
Gegossenes, unbearbeitetes Flusseisen von Terrenoire	0,5	0,4	0,9	35,2
Dasselbe, geglüht und in Öl abgelöscht . .	0,5	0,4	0,9	45,0

1) R. Åkerman, On Hardening Iron and Steel, Journ. Iron Steel Inst. 1879, II. Siehe auch S. 214 und S. 252 dieses Buches.

2) Siehe auch S. 215 und S. 253 dieses Buches.

Auch hier hebt das Ausglühen die Wirkung der Härtung oder der mechanischen Bearbeitung auf.

So fand Thurston[1]) bei kalt gewalzten Stäben:

	Elastizitätsgrenze in kg/mm²
Ursprünglich	21,9
Nach dem Walzen	41,4
„ „ „ und Ausglühen .	23,2

Ferner erhielt Wertheim[2]) bei Drähten:

a) Eisendraht.	Elastizitätsgrenze in kg/mm²
Nach dem Ziehen, nicht geglüht	32,5
„ „ „ geglüht	5,0

b) Flussstahldraht.

Nach dem Ziehen, nicht geglüht	55,6
„ „ „ geglüht	5,0

Weitere Aufschlüsse geben die folgenden, einer Zusammenstellung Wedding's[3]) entnommenen Zahlen:

Art des Eisens	Zusammensetzung in %		Elastizitätsgrenze in kg/mm²		
	C	Mn	Roh	geglüht und langsam abgekühlt	geglüht und in Wasser gelöscht
Herdfrischeisen (gewalzt) . .	0,07	.	—	—	—
Flammofeneisen „ . .	0,15	0,21	18,2	31,4	33,1
Bessemereisen (Blech) . . .	0,2	.	21,5	18,4	24,3
Puddeleisen (gewalzt)	0,2	.	—	—	—
Bessemereisen (gehämmert) . .	0,33	.	—	—	—
Flammofenstahl (gewalzt) . .	0,49	0,20	23,0	46,4	49,3
Tiegelstahl (gewalzt)	0,69	.	—	—	—
„ „	1,22	.	—	—	—

1) Siehe S. 216 und S. 254 dieses Buches.

2) Ann. de Chim. Phys. Sér. III, T. 12. Siehe auch S. 216 dieses Buches.

3) Ausführl. Handb. d. Eisenhüttenkunde, 2. Aufl., 1. Bd., 1. Lfg., S. 158. Siehe auch S. 217 und S. 255 dieses Buches.

Über die Änderungen der Elastizität mit der Temperatur liegen zunächst Versuche von James Howard[1]) vor. Die Veränderungen des Elastizitätsmoduls wurden zunächst bei Flusseisenstäben mit 0,09 bis 0,97 % Kohlenstoff, sowie bei Schweisseisen und Gusseisen in Temperaturen bis zu 260° C. ermittelt. Die Erhitzung geschah in einem Ölbade. Mit wachsender Temperatur nahm der Elastizitätsmodul ab, und zwar um 1,7 bis 10,5 kg/mm² für je 1° C. Die Abminderung war bei weichem Flusseisen und bei Schweisseisen stärker als bei hartem Flusseisen und bei Gusseisen. Bei Erhitzung zweier Flusseisenstäbe in einem Luftbade auf höhere Temperaturen ergab sich als Elastizitätsmodul (kg/mm²) für

	Flusseisen mit 0,26 % *C*; 1,22 % *Mn*	Flusseisen mit 1,07 % *C*; 0,07 % *Mn*
Bei Zimmertemperatur	20300	28400
„ 735° C.	11900	—
„ 760° „	—	9920

Die Elastizitätsgrenze liess sich in höheren Temperaturen nicht mit Sicherheit bestimmen. Sie fällt, wenn die Temperatur steigt. Als Beispiel werden folgende Verhältniszahlen für Flusseisen mit 0,09 % *C* angegeben:

Temperatur . . .	21°	170°	255°	500° C.
Elastizitätsgrenze .	100	88	76	49 %.

Sehr zuverlässig sind die von der königl. mechanisch-technischen Versuchsanstalt in Charlottenburg[2]) mit Flusseisen durchgeführten Versuche, deren Durchschnittsergebnisse hier mitgeteilt werden müssen:

1) Iron Age 1890, p. 585. Siehe auch S. 220 und S. 257 dieses Buches.

2) Mitteilgn. d. königl. techn. Versuchsanstalten zu Berlin, Jahrg. 1890, S. 159. Stahl u. Eisen 1890, S. 843. Siehe auch S. 222 und S. 259 dieses Buches.

Versuchswärme in °C	bei Zimmerwärme Elastizitätsmodul in kg/mm²	Elastizitätsmodul in kg/mm²
— 20	21200	2120
+ 20	20700	207
+ 100	20300	199
+ 200	20500	19
+ 300	20700	18
+ 400	20500	1
+ 500	21100	1
+ 600	21000	[illegible]
— 20	20900	
+ 20	21000	
+ 100	20700	
+ 200	20700	
+ 300	21000	
+ 400	21100	
+ 500	20900	
+ 600	21100	
— 20	2080	
+ 20	204	
+ 100	209	
+ 200	20	
+ 300	21	
+ 400	2	
+ 500	2	
+ 600	[illegible]	

Ein
Temper
geführt

Na

C

—

di

Die Versuche A. Le Chatelier's[1]) sind in Fig. 54 graphisch dargestellt. Betrachtet man die Linien, so gewahrt man, dass der Abstand zwischen Belastung an der Streckgrenze und Bruchbelastung durch die Temperatur nicht wesentlich beeinflusst wird; beim Fallen der Temperatur nehmen beide Werte zu. Anders ist der Verlauf bei einer Versuchsdauer von einer Minute; die Bruchbelastung ändert sich zwar in ganz gleicher Weise wie bei langsamer Belastung; aber die Streckgrenze steigt, wenn die Temperatur unter + 10° sinkt rasch, und bei — 60° fällt sie mit der Bruchbelastung zusammen. Während des Versuches stieg das Manometer beim Erreichen der Streckgrenze rasch auf 38 kg und behielt diese Stellung bis zum Eintreten des Bruches, welcher sich mit einer Verlängerung von 40 % vollzog. Bei sehr rascher Beanspruchung (zwei bis drei Sekunden) ändert sich die Bruchbelastung in Temperaturen unter — 30° ähnlich wie bei langsamer Beanspruchung, dann aber steigt sie rasch und beträgt bei — 65° 46 kg, während sie bei sehr langsamer Belastung in dieser Temperatur nur 37 kg erreichte. Führt man den Bruch in noch kürzerer Zeit herbei (in weniger als einer Sekunde) mit der Hand, so zeigt sich jene Einschränkung der Verlängerung auf einer bestimmten Stelle, welche beim Sinken der Temperatur von + 15° C. an erkennbar wird, immer deutlicher, je mehr die Temperatur fällt, und bei — 60° beträgt die Verlängerung, auf 150 mm ursprüngliche Länge bezogen, weniger als 1 %; nur an einer eng begrenzten Stelle findet Zusammenziehung und Verlängerung statt. Der Einfluss der Temperatur ist daher folgender: Bei gleicher Geschwindigkeit der Beanspruchung nähert sich die Streckgrenze um so mehr der Bruchgrenze, je mehr die Temperatur sinkt; die gleiche Erscheinung zeigt sich in gleichbleibender gewöhnlicher Temperatur, wenn man die Geschwindigkeit der Beanspruchung steigert. Erreicht die Temperatur aber — 70° oder — 80° C., so hört der Einfluss der Geschwindigkeit auf die Streckgrenze auf; das Metall hat seine Sprödigkeit verloren.

Hieran reihen sich zunächst die Versuche von Professor Steiner:[2])

1) Siehe S. 224 und S. 258 dieses Buches.

2) Schweizerische Bauzeitung 1895, S. 139. Siehe auch S. 224 und S. 260 dieses Buches.

Art des Materiales	Temperatur in ° C.	Spannung an der Streckgrenze in kg mm²
Schweisseisen	+ 18,5	27,1
	— 50	32,1
Martineisen	+ 25	24,8
	+ 25	26,7
Mittelwert	.	25,8
	— 23?	26,4
	— 40?	27,2
	— 40	31,8
Thomaseisen	+ 25	26,2
	+ 25?	25,4
Mittelwert	.	25,8
	— 50	27,3
	— 50	32,8
Thomaseisen mit Aluminiumzusatz	+ 6	30,0
	— 60	36,5

Die umfassendsten Versuche über den Einfluss sehr niederer Temperaturen bilden endlich auch hier die nachfolgend mitgeteilten von Rudeloff.[1])

Material	Temperatur in ° C.	Spannung an der Streckgrenze in kg/mm²
1. Weiches Nieteneisen (Schweisseisen)	+ 18	28,7
	— 20	29,2
	— 80	30,4
2. Gewalztes Martinflusseisen für Schiffbau	+ 18	24,0
	— 20	24,7
	— 80	29,7
3. Gewalztes Thomasflusseisen für Schiffbau	+ 20	28,7
	— 20	30,4
	— 80	32,0
4. Gewalztes Bauwerk-Schweisseisen	+ 18	30,9
	— 20	31,6
	— 80	31,9
5. Federstahl	+ 18	38,7
	— 20	40,2
	— 80	44,4
6. Tiegelstahl	+ 18	45,6
	— 20	45,7
	— 80	48,7
7. Geschmiedetes Schweisseisen (Hammereisen)	+ 18	27,3
	— 20	27,6
	— 80	32,1

1) Mitteilg. d. kgl. techn. Versuchsanstalten 1895, S. 197. Siehe auch S. 225 und S. 261 dieses Buches.

NEUNTES KAPITEL.

Elastizität. Einfluss ande

Silicium.

Silicium erhöht die Elastizitätsgrenze
sorten, und zwar stärker als die Festigk
an Zähigkeit verliert. Darauf bezüglich
folgende, einer grösseren Zusammenstellu
nommene Tabelle:

Material	Chemische Zusamme		
	C	Si	Mn
Gewalzter Rundstab von 28,5 mm Durchmesser	0,14	0,19	0,14
	0,18	0,77	0,21
	0,19	1,57	0,28
	0,20	2,14	0,25
	0,20	2,68	0,25
	0,21	3,40	0,29
	0,25	4,30	0,36
	0,26	5,08	0,29

An anderer Stelle [2]) teilt derselbe n

Chemische Zusammensetzung in %		El
C	Si	
0,14	0,24	
0,18	0,73	
0,19	1,60	
0,20	2,18	
0,26	5,53	

1) Journ. Iron Steel Inst. 1889, II, p. 222
Siehe auch S. 226 und S. 262 dieses Buches.

2) Alloys of Iron and Nickel. Proc. Inst.
Siehe auch S. 227 und S. 262 dieses Buches.

Mangan.

Nach Deshayes[1]) erhöht Mangan die Elastizitätsgrenze stärker als die Festigkeit.

Nach den vom Verein zur Beförderung des Gewerbfleisses[2]) veranlassten Studien fällt der höchste Elastizitätsmodul auf 0,24 % Mangan bei 0,29 % Kohlenstoff und die höchste Elastizitätsgrenze auf 1,19 % Mangan bei 0,43 % Kohlenstoff.

Gauthier[3]) giebt folgende Werte:

	Zusammensetzung in %		Elastizitätsgrenze in kg/mm²
	Kohlenstoff	Mangan	
Bei niederem Mangangehalt	0,420	1,000	29,1
	0,450	0,521	27,3
	0,467	1,060	35,7
	0,515	1,305	43,5
	0,550	2,070	28,0
	0,560	1,370	40,0
	0,560	2,008	48,7
	0,700	2,560	22,2
Bei hohem Mangangehalt	0,47	7,22	—
	0,61	9,37	—
	0,85	12,29	42,8
	0,85	14,01	—
	1,50	15,22	—
	1,54	18,40	49,4
	1,60	19,10	59,0
	2,10	21,69	—

Ledebur[4]) giebt folgende Zusammenstellung:

Material	Zusammensetzung in %				Elastizitätsgrenze in kg/mm²
	C	*Si*	*Mn*	*P*	
Martinflusseisen von Terrenoire in Stäben von 20 mm Durchmesser[5])	0,45	Spur	0,52	0,06	26,3
	0,46	„	1,06	0,07	31,2
	0,51	„	1,30	0,06	41,2
	0,56	„	2,01	0,06	47,2

1) Ann. des Mines 1879, p. 549.

2) Verhandlungen 1881, S. 509.

3) Les Alliages ferro-métalliques, p. 49. Siehe auch S. 227 und S. 263 dieses Buches.

4) Siehe auch S. 228 und S. 264 dieses Buches.

5) A. v. Kerpely, „Eisen und Stahl", S. 92.

Phosphor.

Ledebur[1]) entnehmen wir folgende

Zusammensetzung in %					Elastizitätsgrenze in kg/mm²	
C	*Si*	*Mn*	*P*	*S*		
0,06	0,04	.	0,015	0,02	13,4	sch
0,05	0,02	.	0,026	0,01	15,7	e
0,07	0,10	.	0,017	0,00	15,6	sch
0,07	0,06	.	0,09	n.best.	18,6	be
0,15	0,21	.	0,12	„	17,7	
0,06	0,20	.	0,25	0,02	15,3	St
0,32	.	1,7	0,31	.	38,1	
0,34	.	0,58	0,26	.	33,6	Te
0,32	.	0,67	0,35	.	37,4	
0,31	Spur	0,75	0,25	Spur	34,3	
0,27	„	0,80	0,27	„	35,3	Te
0,31	„	0,69	0,40	„	39,2	
0,49	0,10	—	0,30	0,00	64,3	
0,57	0,12	—	0,23	0,01	74,5?	
0,52	0,16	.	0,24	0,01	75,9	H
0,54	0,10	.	0,24	0,01	68,1	
0,54	0,12	.	0,28	0,00	67,7	
0,47	0,09	.	0,23	0,00	65,5	
0,10	Spur	0,63	0,32	0,03	41,3	
0,12	„	0,81	0,43	0,03	47,4	
0,12	„	0,77	0,55	0,05	42,1	
0,31	„	.	0,40	.	.	
0,08	„	0,50	0,72	0,03	48,8	
0,13	„	0,73	0,85	.	52,2	
Phosphorgehalt nicht angegeben, aber voraussichtlich hoch					38,9	
					38,8	Cl
					39,7	
					39,7	
					39,8	
0,8	0,1	0,48	0,50	0,09	41,3	
					41,3	
					42,5	
					42,0	
0,28	0,01	0,93	0,33	?	37,1	
0,24	0,02	0,49	0,32	?	21,1	
0,23	0,03	0,99	0,67	?	.	I
0,23	0,01	0,62	0,24	?	23,1	
0,19	0,01	0,25	0,26	?	19,8	
0,15	0,01	0,19	0,34	?	23,1	

Phosphor erhöht die Elastizitätsgre
keit näher rückt.

1) „Eisenhüttenkunde". Siehe auch S. 23

Nickel.

Riley[1]) macht folgende Angaben:

Nr.	Chemische Zusammensetzung in %			Elastizitätsgrenze in kg/mm²			
	Ni	*C*	*Mn*	gegossen	gegossen u. geglüht	gewalzt	gewalzt u. geglüht
1	1,0	0,42	0,58	Versuchsstück fehlerhaft	43,00	50,54	47,40
2[2])	2,0	0,90	0,50	.	.	.	.
3	3,0	0,35	0,57	31,17	37,79	49,44	44,09
4	3,0	0,60	0,26	.	.	46,29	47,75
5[2])	4,0	0,85	0,50	.	.	.	.
6	4,7	0,22	0,23	.	.	39,52	44,09
7[3])	5,0	0,30	0,30	.	.	47,24	44,09
8	5,0	0,50	0,34	.	.	48,97	51,17
9[4])	10,0	0,50	0,50	.	.	.	.
10	25,0	0,27	0,85	.	.	60,15	20,07
11	25,0	0,82	0,52	.	.	35,64	23,77
12	49,4	0,35	0,57	.	.	32,27	33,06

R. Hadfield[5]) teilte folgende Versuchsergebnisse mit:

Chemische Zusammensetzung in %							Elastizitätsgrenze in kg/mm²		Anmerkung
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Fe*	*Ni*	nicht ausgeglüht	ausgeglüht	
0,08	.	.	.	.	99,80	.	22,05	—	gegossen.
0,08	.	.	.	.	99,80	.	22,05	14,11	geschmiedet.
0,16	0,09	0,016	.	.	0,60	98,80	17,32	—	gegossen.
0,16	0,09	0,016	.	.	0,60	98,80	22,05	11,03	geschmiedet.
0,19	0,31	0,10	0,09	0,79	.	0,27	29,92	31,50	
0,14	0,20	.	.	0,75	.	0,51	31,50	33,07	
0,13	0,23	.	.	0,72	.	0,95	39,37	31,50	
0,14	0,21	0,08	0,07	0,72	.	1,92	40,95	34,65	
0,19	0,20	.	.	0,65	.	3,82	44,10	39,37	
0,18	0,31	.	.	0,65	.	5,81	44,10	44,10	
0,17	0,28	0,11	0,08	0,68	.	7,65	48,82	47,25	
0,16	0,20	.	.	0,86	.	9,51	66,15	50,40	
0,18	0,22	.	.	0,93	.	11,39	102,37	70,87	
0,23	0,24	0,11	0,05	0,93	.	15,48	86,62	.	
0,19	0,27	.	.	0,93	.	19,64	74,02	70,87	
0,16	0,30	.	.	1,00	.	24,51	50,40	39,37	
0,14	0,38	.	.	0,86	.	29,07	39,37	25,19	
0,16	0,31	0,08	0,06	1,08	.	49,65	—	23,62	

1) Siehe auch S. 237 und S. 273 dieses Buches.

2) Zu hart für die Bearbeitung als Gewehrstahl, giebt bei Rotglut in kochendem Wasser gehärtet guten Werkzeugstahl.

3) Der Durchschnitt ist durch ein Stück mit schlechten Ergebnissen herabgesetzt.

4) Zu hart für die Bearbeitung; giebt — mit kaltem Wind gehärtet — gute Schmiedewerkzeuge.

5) Alloys of Iron and Nickel. Proc. Inst. Civil Eng. **138**, **4**, 1898—1899. Siehe auch S. 238 und S. 274 dieses Buches.

Von besonderem Interesse sind die öffentlichten Untersuchungen des Sond legierungen:

Nr.	Fe	Ni	C	Cu	Mn	Mg	Al	...
	Chemische Zusammensetzung in %							
1	99,59	0,05	0,01	0,06	0.225 [2]) 0,045	0,01	0,06	0,
2	98,98	0,76	0,04	0,07	0,06	0,01	0,02	0.
3	98,75	1,01	0,02	0,04	0,05	0,02	0,05	0
4	97,72	2,05	0,05	0,06	0,03	0,02	0,03	0
5	96,63	3,00	0,06	0,07	0,03	0,03	0,03	0
6	95,81	3,98	0,07	0,06	0,02	0,03	0,04	0
7	94,81	4,92	0,09	0,07	Spur	0,02	0,05	0
8	91,89	7,84	0,11	0,06	„	0,02	0,07	0
9	84,12	15,59	0,13	0,06	—	0,01	0,07	0
10	60,74	29,77	0,28	0,05	0,02	Spur	0,03	0
11	39,69	59,60	0,49	0,10	—	0,07	—	C
12	5,15	93,68	0,98	0,08	Spur	0,09	—	(
13	0,33	98,39	1,09	0,07	—	0,12	—	(

Weitere Versuche derselben Komn Legierungen giebt die folgende Zusamr

a) Geschmiedete Kr

Nr.	Ni %	ungeglüht: Spannung in kg/mm² an der Proportionalitätsgrenze	ungeglüht: Spannung in kg/mm² an der Streckgrenze	ungeglüht: Elastizitätsmodul in kg/mm²	geglüh: Spannung in kg/mm² an der Proportionalitätsgrenze	geglüh: Spannung in kg/mm² an der Streckgrenze
1	0,05	11,6	19,6	20950	14,3	24,3
2	0,76	—	—	—	—	—
3	1,01	24,6	27,5	20500	26.7	28,8
4	2,05	23,6	28,6	20600	25,7	29,3
5	3,00	24,3	31,4	20200	22,9	32,9
6	3,98	23,6	32,9	20250	23,6	32,2
7	4,92	27,2	38,6	20000	27,1	39.3
8	7,84	32,9	52,9	19400	33,8	49,4
9	15,59	—	—	—	—	—
10	29,77	Block beim Schmieden zerfallen			Block beim Schmie	
11	59,60	5,5	10,4	—	9,8	19,6
12	93,68	—	—	—	—	—
13	98,39	Wegen Querrissen nicht bearbeitet			—	5,8

1) Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Ge 8. Heft). Siehe auch S. 239 und S. 275 diese

2) Die Variation im Mangangehalte äus

3) Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gew S. 239 und S. 275 dieses Buches.

b) Gewalzte Rundstangen.

Nr.	Ni	ungeglüht			geglüht			abgeschreckt		
	%	Spannung in kg/mm² an der Proportionalitätsgrenze	Spannung in kg/mm² an der Streckgrenze	Elastizitätsmodul in kg/mm²	Spannung in kg/mm² an der Proportionalitätsgrenze	Spannung in kg/mm² an der Streckgrenze	Elastizitätsmodul in kg/mm²	Spannung in kg/mm² an der Proportionalitätsgrenze	Spannung in kg/mm² an der Streckgrenze	Elastizitätsmodul in kg/mm²
1	0,05	22,9	24,2	21033	15,4	24,0	22367	8,3	36,9	21450
2	0,76	26,0	28,6	21500	26,4	27,4	21250	10,2	37,0	20950
3	1,01	25,8	26,1	20800	24,5	26,3	20600	8,0	31,8	20850
4	2,05	31,8	31,8	20500	26,3	29,1	20750	11,6	37,9	20400
5	3,00	26,5	30,0	20400	20,8	30,0	20300	9,8	45,6	20950
6	3,98	25,8	34,3	20600	20,8	30,0	19600	9,8	58,5	20350
7	4,92	36,9	40,5	20800	26,4	35,5	20000	16,2	96,7	19900
8	7,84	40,0	45,6	19900	30,0	42,8	19900	26,3	105,3	18900
9	15,59	24,0	105,6	18100	15,3	nicht zu erkennen	18150	28,2	108,9	17800
10	29,77	Block beim Schmieden zerfallen			Block beim Schmieden zerfallen			Block beim Schmieden zerfallen		
11	59,60	23,1	26,7	18600	14,4	24,5	18900	4,3	20,8	18900
12	93,68	7,9	17,0	20900	10,7	15,3	21500	4,3	14,4	21000
13	98,39	6,0	12,2	21050	8,9	10,7	21450	—	—	—

c) Gewalzte Flachstangen.

Nr.	Ni	ungeglüht			geglüht			abgeschreckt		
	%	Spannung in kg/mm² an der Proportionalitätsgrenze	Spannung in kg/mm² an der Streckgrenze	Elastizitätsmodul in kg/mm²	Spannung in kg/mm² an der Proportionalitätsgrenze	Spannung in kg/mm² an der Streckgrenze	Elastizitätsmodul in kg/mm²	Spannung in kg/mm² an der Proportionalitätsgrenze	Spannung in kg/mm² an der Streckgrenze	Elastizitätsmodul in kg/mm²
1	0,05	18,4	24,5	20500	18,1	23,9	20450	7,4	36,7	21000
2	0,76	15,1	24,7	20600	18,1	23,9	20550	13,2	39,1	19250
3	1,01	18,9	26,6	20700	25,7	25,7	20450	9,3	34,3	21300
4	2,05	19,1	27,5	20230	24,8	27,7	20600	10,3	37,7	20000
5	3,00	18,3	31,3	20250	20,9	33,4	20300	—	45,9	—
6	3,98	18,8	34,1	20400	22,8	33,3	20000	10,3	63,8	21100
7	4,92	23,5	36,4	19500	27,8	38,5	18700	21,8	107,0	18950
8	7,84	22,5	41,1	19550	35,3	43,1	18900	20,9	111,6	18700
9	15,59	36,2	—	18050	10,3	120,5	17300	29,5	131,4	17400
10	29,77	—	—	—	—	—	—	—	—	—
11	59,60	13,9	27,1	18130	12,2	24,7	19050	nicht vorhanden	23,7	nicht vorhanden
12	93,68	10,3	17,4	20950	10,3	19,0	21450	do.	16,0	do.
13	98,39	6,4	15,3	20550	14,1	14,5	21300	do.	12,2	do.

d) Blöcke mit etwa 16 % Ni

	Roher Guss		unge	
	a	b	a	
Eisen	81,14	84,115	.	
Nickel	15,60	15,59	.	1
Gesamt-Kohlenstoff	—	—	.	
Graphit	—	—	.	
Kobalt	0,135	0,115	.	
Kupfer	0,06	0,065	.	
Mangan	—	—	.	
Magnesium . . .	< 0,01	< 0,01	.	
Aluminium . . .	0,065	0,065	.	
Silicium	0,06	0,045	.	
Schwefel	0,02	0,02	.	
Phosphor	—	—	.	
Spannung an der Proportionalitätsgrenze in kg/mm²	17,9	16,0	24,0	
Spannung an der Streckgrenze in kg/mm²	nicht vorhanden		105,6	
Elastizitätsmodul in kg/mm²	17200	16200	18100	

Chrom.

Einer Zusammenstellung Howe's
Angaben: [1])

Beobachter, Art des Materiales u. s. w.		(Cr
Unieux, ungehärtet, Brustlein		4,0
" " "		2,2
Ders. Stahl, nach Ölhärt. angel., Brustlein		2,2
Unieux, Brustlein		1,2
Unieux, ungehärtet	Dasselbe Stück, Barbier, Boussignault	.
" bei Gelbglut gehärtet		.
" " heller Kirschrotglut gehärtet		.
" " Kirschrotglut gehärtet		.
" " dunkl. Rotglut gehärtet		.
		.
Brooklyn, Kirkaldy's Probe		.
		.
Unieux, ausgeglüht, Brustlein . . .		.
Dasselbe Stück, in Öl gehärtet und angelassen, Brustlein		.

1) Siehe auch S. 241 und S. 277 dieses

Die folgenden Angaben Hadfield's[1]) beziehen sich auf Chromstahl im nicht ausgeglühten und im ausgeglühten Zustande:

Chemische Zusammensetzung in %						Elastizitätsgrenze in kg/mm²	
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Cr*	nicht ausgeglüht	ausgeglüht
0,07	0,07	0,09	0,04	0,11	0,22	30,71	25,98
0,16	0,07	0,10	0,04	0,18	0,29	33,07	26,77
0,15	0,10	0,09	0,04	0,21	0,48	35,44	28,35
0,14	0,08	0,09	0,04	0,25	0,57	33,07	23,62
0,12	0,08	0,10	0,04	0,18	0,84	34,65	29,92
0,27	0,12	0,13	0,04	0,21	1,18	40,95	31,50
0,21	0,14	0,09	0,04	0,12	1,51	37,80	29,92
0,39	0,14	0,11	0,04	0,25	2,54	46,46	38,59
0,41	0,18	0,10	0,04	0,28	3,17	47,25	33,86
0,77	0,50	0,11	0,04	0,61	5,19	63,00	31,50
0,86	0,31	0,13	0,03	0,29	6,89	63,00	29,92
0,71	0,36	0,10	0,03	0,25	9,18	47,25	44,10
1,27	0,38	0,10	0,03	0,25	11,13	47,25	—
1,79	0,61	0,08	0,04	0.28	15,12	—	30,71
2,12	1,20	0,10	0,04	0,22	16,74	—	—

Wolfram.

Ledebur teilt (nach dem Jahrb. f. d. Berg- und Hüttenw. im Königreiche Sachsen auf das Jahr 1879, S. 119) folgende Angaben mit:[2])

Wolframstahl von	Chemische Zusammensetzung in %				Elastizitätsgrenze in kg/mm²
	Wo	*C*	*Mn*	*Si*	
Bochum	1,94	1,43	0,44	0,19	nicht bestimmt
Unbekannten Ursprungs	2,58	1,36	0,25	0,42	„ „
Steiermark	6,45	1,20	0,34	0,21	55,1

Aluminium.

Daten von Spencer:[3])

Chemische Zusammensetzung in %						Elastizitätsgrenze in kg/mm²
Al	*C*	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	
0,11	0.29	0,074	0,013	0,037	Spur	19,36
0,11	0.29	0,074	0.013	0,037	„	14.86
0,33	0,28	0,022	0,012	0,058	.	18.73
0,12	0,10	0,06	.	.	.	17,94
0,12	0,10	0,06	.	.	.	15,47

1) Journ. Iron Steel Inst. Siehe auch S. 243 und S. 279 dieses Buches.
2) Siehe auch S. 245 und S. 280 dieses Buches.
3) Siehe auch S. 245 dieses Buches.

Daten von Hadfield:[1])

Chemische Zusammensetzung in %				
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*
0,22	0,09	.	.	0,07
0,15	0,18	0,10	0,04	0,18
0,20	0,12	.	.	0,11
0,18	0,16	0,09	0,03	0,14
0,17	0,10	.	.	0,18
0,26	0,15	0,08	0,04	0,11
0,21	0,18	.	.	0,18
0,21	0,18	0,09	0,03	0,18
0,24	0,18	.	.	0,32
0,22	0,20	0,08	0,03	0,22
0,26	0,33	0,08	0,03	0,25

Spencer[2]) teilt noch folgende Ver

a) Gegossen.

Chemische Zusammensetzung in		
Al	*C*	*Si*
0,12	0,10	0,06
0,12	0,10	0,06
0,12	0,15	0,09
0,12	0,15	0,09
0,12	0,21	0,09
0,12	0,21	0,09
0,12	0,25	0,09
0,12	0,25	0,09
0,11	0,29	0,07
0,11	0,29	0,07
0,11	0,48	0,3[illegible]
0,11	0,48	0,3[illegible]

1) Aluminium-Steel. Journ. Iron Steel I
und S. 280 dieses Buches.

2) Journ. Iron Steel Inst. 1890, II. Sieh
Buches.

b) Ausgeglüht.

Chemische Zusammensetzung in %			Elastizitätsgrenze in kg/mm²
Al	*C*	*Si*	
0,12	0,10	0,06	15,45
0,12	0,10	0,06	15,64
0,12	0,15	0,093	15,64
0,12	0,15	0,093	15,56
0,12	0,21	0,093	15,78
0,12	0,21	0,093	16,49
0,12	0,25	0,093	14,72
0,12	0,25	0,093	14,85
0,11	0,29	0,074	14,98
0,11	0,29	0,074	14,66
0,11	0,48	0,33	22,52
0,11	0,48	0,33	22,64
0,19	0,15	0,084	17,16
0,19	0,15	0,084	14,90
0,16	0,33	0,14	16,40
0,16	0,33	0,14	17.04
0,18	0,65	0,23	22.59
0,18	0,65	0,23	22,59
0,33	0,28	0,22	19,21
0,33	0,28	0,22	18,60
0,31	0,49	0,23	21,40
0,31	0,49	0.23	20,91
0,29	0,85	0,40	24,98
0,29	0,85	0,40	24,79

Zinn.

Hier haben wir nur die auf Anregung Ledebur's in der Bismarckhütte ausgeführten Versuche[1]) zu erwähnen:

A. Martinflusseisen.

Chemische Zusammensetzung in %						Walzprobe
C	*P*	*Mn*	*S*	*Cu*	*Sn*	Spannung an der Streckgrenze in kg/mm²
0,09	0,02	0,37	0,05	0,16	—	23,3
—	—	—	—	—	0,10	24.1[2])
—	—	—	—	—	0,19	22,8[2])
—	—	—	—	—	0,25	25,1[2])
—	—	—	—	—	0,63	28,7[2])

1) Stahl u. Eisen 1901, S. 330. Siehe auch S. 247 und S. 282 dieses Buches.

2) Die Verteilung des Zinnes im Block ist eine sehr ungleichmässige.

B. Tiegelstahl.

Chemische Zusammensetzung in %							Spannung an der Streckgrenze in kg/mm²
C	*P*	*Mn*	*Si*	*S*	*Cu*	*Sn*	
0,63	—	—	—	—	—	0,23	46,2
0,55	0,05	0,35	0,33	0,05	0,18	0,50	52,6
0,69	—	—	—	—	—	0,68	59,4
0,36	—	—	—	—	—	1,52	Bei 48 kg Belastung am Stabkopf gebrochen

Zehntes Kapitel.

Formeln zur Berechnung der Festigkeitseigenschaften.

Zur Berechnung der Festigkeit aus der chemischen Zusammensetzung wurde von verschiedenen Seiten der Versuch gemacht, empirische Formeln aufzustellen. Die älteren derselben berücksichtigen nur den Kohlenstoffgehalt, es sind folgende:

Deshayes[1]) für unausgeglühten Stahl:

$$\sigma_B = 30{,}09 + 10{,}05\, C + 36{,}11\, C^2 \ (\text{kg/mm}^2).$$

Thurston[2]) (Minimalwerte)

a) unausgeglüht:

$$\sigma_B = 42{,}32 + 49{,}37\, C \ (\text{kg/mm}^2);$$

b) ausgeglüht:

$$\sigma_B = 35{,}27 + 42{,}32\, C \ (\text{kg/mm}^2),$$

oder

$$\sigma_B = \frac{5}{6} \cdot 42{,}32 + \frac{6}{7} \cdot 49{,}37 \ (\text{kg/mm}^2),$$

oder noch anders ausgedrückt:

a) unausgeglüht:

$$\sigma_B = 7{,}05\,(6 + 7\, C) \text{ in kg/mm}^2;$$

1) Ann. des mines, 1879, p. 339. *C* bedeutet hier, wie in den übrigen Formeln, den Kohlenstoffgehalt in Prozenten.

2) Materials of Engineers, II, p. 420.

b) ausgeglüht.

$$\sigma_B = 7{,}05\,(5 + 6\,C) \text{ in kg/mm}^2.$$

Bauschinger (für Bessemerstahl):

$$\sigma_B = 43{,}64\,(1 + C^2) \text{ in kg/mm}^2.$$

Weyrauch (Minimalwerte):

$$\sigma_B = 44{,}17\,(1 + C) \text{ in (kg/mm}^2).$$

Salom[1]) (gewöhnliche Werte):

$$\sigma_B = 31{,}74 + 70{,}53\,C \text{ in kg/mm}^2.$$

Bald zeigte sich jedoch, dass die Festigkeit auch von andern Elementen als Kohlenstoff wesentlich beeinflusst wird und man trachtete in den empirischen Formeln hierauf Rücksicht zu nehmen. So entstanden die folgenden Formeln:

F. Osmond (nur für nicht gehärtetes Material giltig):

a) für Bessemerschienen, Bandagen u. s. w. (mittelhart und hart):

$$\sigma_B = 2{,}6 + 6\,C + 2{,}3\,Mn + 1{,}1\,Si + 6{,}5\,P;$$

b) für Martinstahl, Werkzeuge, Profile, Kanonen u. s. w. (weich und mittelhart):

$$\sigma_B = 2{,}6 + 4{,}6\,C + 2{,}8\,Mn + 1{,}1\,Si + 6{,}5\,P.$$

W. R. Webster[2]) hat eine sehr eingehende Studie über den Zusammenhang zwischen chemischer Zusammensetzung und Festigkeit sehr weicher Stahlsorten (mit 0,07 bis 0,18 % Kohlenstoff) veröffentlicht, und Emil Demange[3]) hat aus diesen Daten die folgenden Formeln abgeleitet:

a) für Bessemerstahl:

$$\sigma_B = 2{,}44 + 5{,}62\,C + 1{,}91\,Mn - 1{,}04\,Mn^2 + f(C)\,P + 3{,}52\,S \text{ in kg/mm}^2;$$

b) für Martinstahl:

$$\sigma_B = 2{,}29 + 5{,}62\,C + 1{,}91\,Mn - 1{,}04\,Mn^2 + f(C)\,P + 3{,}52\,S \text{ in kg/mm}^2.$$

Die Werte von $f(C)$ sind nach Demange folgende:

für $C = 0{,}15$ bis $0{,}25$ % . . . . $f(C) = 105{,}4$ (konstant)
„ $C = 0{,}08$ „ $0{,}15$ „ . . . . $f(C) = 702{,}5 \times C$
„ $C = 0{,}06$ „ $0{,}08$ „ . . . . $f(C) = 56{,}2$ (konstant).

1) Trans. Am. Inst. Ming. Eng. 14, p. 127.
2) Journ. Iron Steel Inst. 1894, I.
3) Le Courrier de la Presse 1897, p. 349.

Webster giebt zur Beurteilung seir
er unter 408 Proben erhielt:

Abweichungen	Zahl der A in % a
Unter 2,11 kg/mm²	70,8 } 8
2,11 bis 2,81 „	13,3
2,81 „ 3,52 „	8,8
Über 3,52 „	7,1
Summa	100,0

wobei zu erwähnen, dass diese Materialiei
0,18 % Kohlenstoff enthielten.

Deshayes[1]) (für nicht gehärtetes M

$\sigma_B = 30 + 18\ C + 36\ C^2 + 18\ M$

H. H. Campbell giebt folgende drei

$\sigma_B = 2{,}67 + 5{,}62\ C + 0{,}175\ Mn +$

$\sigma_B = 2{,}71 + 8{,}5\ \ C + 6{,}82\ P + I$

$\sigma_B = 2{,}63 + 6{,}67\ C + 0{,}6\ Mn +$

H. H. Campbell[2]) hat mit seinen
nisse erhalten:

a) Bei sauerem St

Abweichung zwischen Rechnung und Versuch in kg/mm²	Zahl der Fälle	Zahl
Weniger als 0,70	149	59,6 } 9
0,70 bis 1,41	88	35,2
1,41 „ 1,76	7	2,8
1,76 „ 2,11	1	0,4
2,11 „ 2,46	1	0,4
2,46 „ 2,81	3	1,2
2,81 „ 3,52	0	0,0
Über 3,52	1	0,4
Summe	250	100,0

1) Ann. des mines, 1879.

2) Trans. Am. Inst. Ming. Eng., October

b) Bei basischem Stahl.

Abweichung zwischen Rechnung und Versuch in kg/mm²	Zahl der Fälle	Zahl der Abweichungen in % der Fälle
Weniger als 0,70	162	64,8 } 95,6 } 97,2 } 98,4 } 99,2
0,70 bis 1,41	77	30,8
1,41 „ 1,76	4	1,6
1,76 „ 2,11	0	0,0
2,11 „ 2,46	3	1,2
2,46 „ 2,81	2	0,8
2,81 „ 3,52	2	0,8
Über 3,52	0	0,0
Summe	250	100,0

Es muss jedoch erwähnt werden, dass keine der untersuchten Proben über 49,21 kg/mm² Festigkeit besass, und dass die Bestimmung an Kohlenstoff, Mangan und Phosphor bei jenen 55 Proben, welche mehr als 1,41 kg zwischen berechneter und direkt ermittelter Festigkeit ergaben, wiederholt wurden.

A. C. Cunningham:[1])

$$\sigma_B = 2{,}81 + 7{,}03\, C + 7{,}03\, P.$$

Von dem Grundsatze ausgehend, dass bei derartigen Formeln sowohl auf gewisse, von der Erzeugungsart abhängige Erscheinungen (Schlackengehalt, Oxyde u. s. w.) als auf die thermische und mechanische Bearbeitung Rücksicht genommen werden muss, hat H. v. Jüptner[2]) für geschmiedeten, naturharten Stahl folgende Formel aufgestellt:

$$\sigma_B = A + \frac{20}{3} C + \frac{20}{7} Si + \frac{10}{7} Mn.$$
$$= A + \Sigma$$
(in t per 1 cm²)

Diese Gleichung ist auf die durch die Erfahrung bestätigte Annahme gegründet, dass die Gegenwart einer gleichen Atomenzahl der in obiger Formel angeführten Elemente die Festigkeit um gleichviel beeinflusst.

1) Proc. Am. Soc. Civil Eng. **23**, p. 231.

2) „Beziehungen zwischen Zerreissfestigkeit und chemischer Zusammensetzung von Eisen und Stahl", Leipzig 1895. Stahl u. Eisen 1898, Nr. 5 und 6. (Erstere Broschüre enthält das gesamte, seiner Formel zu Grunde liegende Beobachtungsmaterial.)

Zur Vereinfachung der Berechnung abgerundet auf $C = 12$, $Si = 28$, Mn allerdings ungefähr um eine Einheit zu diese Abrundung, welche die Rechnu kein nennenswerter Fehler verursacht.) nannten Elemente verhalten sich daher

$$C : Si : Mn = 3 : 7$$

und daher (nach der früheren Annahme) keit wie

$$\frac{1}{3} : \frac{1}{7} : \frac{1}{14} = \frac{2}{3} : $$

Der Wert von A ist für gleiche Er gleiche thermische und mechanische B umfasst sowohl den Einfluss von in de sichtigten Elementen, als jene Veränderu durch verschiedene thermische Behandlu oder mechanische Bearbeitung hervorg berger Martinstahl (Schmiedeproben) ist

Wie weit die berechneten Werte m übereinstimmen, zeigt die folgende Zu berücksichtigen ist, dass sie sich auf Härtegrade (bis über 100 kg Festigkeit) nem Kohlenstoff-, Mangan- und Siliciun

Grösse der Abweichungen in kg/mm²	Zahl der Fälle	Zahl
Unter ± 1	111	17.
± 1 bis ± 2	140	21.
± 2 „ ± 3	118	18.
± 3 „ ± 4	108	16.
± 4 „ ± 5	84	13.
± 5 „ ± 6	64	9.
Über ± 6	21	3.
Summa	646	100.

Den besten Beweis für die Brauchb der Umstand, dass dieselbe seit Jahren a französischen Eisenwerken täglich statt mit Erfolg angewendet und nur zeitweis trolliert wird.



Nach freundlichen Mitteilungen der Herren Direktor Dräger und Dr. Geldmacher ist dies auch im Peiner Walzwerke der Fall, und hat man dort auch Phosphor in die Gleichung einbezogen, indem man das Atomgewicht desselben (31) zur Vereinfachung der Berechnung auf 32 abrundete. Man hat dann das Verhältnis der Atomgewichte:

$$C : Si : Mn : P = 12 : 28 : 56 : 32$$
$$= 3 : 7 : 14 : 8$$

und das Verhältnis ihrer Einwirkung auf die Festigkeit wie

$$\frac{1}{3} : \frac{1}{7} : \frac{1}{14} : \frac{1}{8} = \frac{2}{3} : \frac{2}{7} : \frac{1}{7} : \frac{1}{4}.$$

Hieraus ergiebt sich die Peiner Festigkeitsformel zu:

$$\sigma_B = A + \frac{20}{3} C + \frac{20}{7} Si + \frac{10}{7} Mn + \frac{10}{4} P.$$

Für das Peiner Material ist ebenfalls $A = 25$.

Die Grösse der Abweichungen ergiebt sich aus folgender Zusammenstellung:

Grösse der Abweichungen in $^{kg}/_{mm^2}$	Zahl der Fälle	Zahl der Abweichungen in % aller Fälle					
Unter ± 1	710	31,29					
± 1 bis ± 2	638	28,16	59,45				
± 2 „ ± 3	463	20,41		79,82			
± 3 „ ± 4	266	11,72			91,54		
± 4 „ ± 5	115	5,07				96,61	
± 5 „ ± 6	49	2,16					98,77
Über ± 6	28	1,23					
Summa	2269	100,00					

Die Übereinstimmung ist eine noch bessere als bei den Neuberger Stahlproben, was offenbar teilweise davon herrührt, dass letztere die verschiedensten Härtenummern umfassten, was aber — wenn die Gleichung und die ihr zu Grunde liegenden Annahmen richtig sind — schon deshalb der Fall sein muss, weil bei der Peiner Gleichung ein Element mehr in Betracht gezogen wird.

Der Grundsatz, dass geringe Beimengungen für eine gleiche Anzahl von Atomen die mechanischen Eigenschaften um gleichviel ändern, bedarf einer Berichtigung in dem Sinne, dass natür-

lich nur eine gleiche Zahl von Mole
üben kann.[1]) Wenn also dieser Satz
müssen die Moleküle der betreffenden
gleichviel Atomen bestehen. Wenn die
sich eine Abweichung zeigen. Ein solch
vorzuliegen, wenn man die von Lipin
Betracht zieht.

Berechnet man unter der Annal
(Atomgewicht 32) gleichfalls im Verhält
aber verringernd auf die Festigkeit einwi
der Gleichung: [3])

$$\Sigma = \frac{20}{3} C + \frac{20}{7} Si + \frac{10}{7} Mn + \frac{1}{4}$$

so erhält man folgende Werte für die

Nr.	Σ	A	Festig
			berechn
1	10,9	30,1	41,0
2	19,9	30,1	50,0
3	20,0	30,1	50,1
4	21,5	30,1	51,6
5	18,4	30,1	48,5
6	24,2	30,1	54,3
7	27,5	30,1	57,6
8	32,4	30,1	62,5
9	28,1	30,1	58,2
10	31,8	30,1	61,9
12	57,3	30,1	87,4
13	54,4	30,1	84,5

Hierbei wurde der aus der kupfer
Wert von A (30,1) der Festigkeitsber
und die Wirkung eines Atoms Kupfer
übrigen Elemente gleich angenommen.
aus positiv und wachsen im allgemein
ganz erheblich (bis 16,15 kg, d. i. um
Wirkung des Kupfers ist somit offenb
genommen. Versuchen wir dieselbe nu

1) H. v. Jüptner, Stahl u. Eisen 1900.
2) Stahl u. Eisen 1900, S. 536. Siehe a
3) Das Atomgewicht des Kupfers (63) is
die Analysen der Proben siehe S. 236.

zu setzen, d. h. nehmen wir an, dass das Kupfermolekül doppelt so viele Atome enthalte wie die früher betrachteten Elemente, so ist:

$$\Sigma = \frac{20}{3} C + \frac{20}{7} Si + \frac{10}{7} Mn + \frac{10}{4} P + \frac{10}{16} Cu - \frac{10}{4} S$$

und wir erhalten:

Nr.	Σ	A	Festigkeit in kg/mm²		Differenz
			berechnet	beobachtet	
1	10,9	30,1	41,0	41,0	± 0
2	18,0	30,1	48,1	47,5	+ 0,6
3	17,2	30,1	47,3	45,55	+ 1,75
4	18,5	30,1	48,6	48,75	— 0,15
5	15,3	30,1	45,4	46,55	— 1,15
6	20,4	30,1	50,5	49,75	+ 0,75
7	22,1	30,1	52,2	48,85	+ 3,35
8	25,1	30,1	55,2	52,9	+ 2,3
9	20,7	30,1	50,8	45,1	+ 5,7
10	21,2	30,1	51,3	54,65	— 3,35
12	37,3	30,1	67,4	73,25	— 5,85
13	32,5	30,1	62,6	68,35	— 5,75

Während die erste Berechnung eine durchschnittliche Abweichung von + 7,77 kg und eine Maximalabweichung von + 16,15 kg ergab, haben wir hier eine mittlere Abweichung von — 0,17 kg und Maximalabweichungen von + 5,7 und — 5,75 kg.

Schwefel und Sauerstoff verringern die Festigkeit, ihr Einfluss muss daher in der Gleichung für Σ durch entsprechende negative Glieder zum Ausdrucke kommen. Leider liegen namentlich für Sauerstoff nicht genügende Daten vor, um diese Glieder mit einiger Sicherheit bestimmen zu können. Wir müssen uns daher einstweilen begnügen, dem Ausdruck für Σ folgende Gestalt zu geben:

$$\Sigma = \frac{20}{3} C + \frac{20}{7} Si + \frac{10}{7} Mn + \frac{10}{4} P + \frac{10}{16} Cu - f(S) - F(O).$$

Ob für diese beiden Elemente dasselbe Gesetz anwendbar ist wie für die übrigen, ob also

$$f(S) = \frac{10}{4} S,$$

wie oben angenommen, und

$$F(O) = \frac{10}{2} O$$

gesetzt werden kann, müssen erst weitere Untersuchungen lehren.

Wie schon erwähnt, gilt diese empirische Formel nur für ein und dieselbe thermische und mechanische Bearbeitung des Materiales. Ändert sich dieselbe, so müssen andere Konstanten gewählt werden.

Eigentlich sollte aber, soweit die thermische Behandlung (Härten und Ausglühen) in ihrer chemischen Wirkung in Betracht kommt, der Wirkungsfaktor des Kohlenstoffes eine Änderung erfahren und überdies die Festigkeitsgleichung noch die durch verschiedene mechanische Bearbeitung bewirkte Änderung der Korngrösse berücksichtigen. Derartige Vervollkommnungen müssen jedoch der Zukunft überlassen bleiben.

Hat man einmal den richtigen Ausdruck für Σ unter Berücksichtigung aller im Eisen auftretenden Bestandteile, sowie des Einflusses der thermischen Behandlung gefunden, so wird die Differenz zwischen thatsächlich ermittelter Festigkeit und Σ, d. i.

$$\sigma_B - \Sigma = A$$

ein Maass der mechanischen Bearbeitung des Materiales darstellen.

Auch für die **Berechnung der Dehnung an der Bruchgrenze** wurden zuerst nur solche Formeln aufgestellt, welche bloss den Kohlenstoffgehalt berücksichtigen. Es sind folgende:

Formeln von Howe[1]) (für 8″ engl. oder 200 mm Markendistanz):

a) unter 0,5 % Kohlenstoff:

$$\delta = 33 - 60\,(C^2 + 0{,}1);$$

b) zwischen 0,5 und 1,0 % Kohlenstoff:

$$\delta = 12 - 11{,}9\,\sqrt[3]{C - 0{,}5}.$$

Zur Beurteilung der Übereinstimmung dieser Formeln mit den thatsächlich gefundenen Werten möge folgende Tabelle dienen:

---

1) Metallurgy of Steel.

Kohlenstoff-gehalt in %	Dehnung an der Bruchgrenze in % (8" engl. Markendistanz)			
	Nach den Formeln berechnet	Direkt gefunden		Aus vorstehenden Extremen berechnet
		Maximum	Minimum	
0,1	26,4	29,0	17,5	23,25
0,2	24,6	25,2	15,0	20,10
0,3	21,6	23,0	12,0	17,50
0,4	17,4	21,0	—	$<$ 21,0
0,5	12,0	—	7,5	$>$ 7,5
0,6	6,48	10,0	—	$<$ 6,48
0,7	5,04	7,5	2,5	5,00
0,8	4,03	6,0	1,5	3,75

Formeln von Deshayes:[1])

a) für 100 mm (3,9" engl.) Markendistanz:

$$\delta = 35 - 30\,C;$$

b) für 200 mm (7,8" engl.) Markendistanz:

$$\delta = 42 - 56\,C.$$

Doch auch hier versuchte man bald andere Elemente in Berücksichtigung zu ziehen, und so stellte Deshayes[2]) folgende Formeln für nicht gehärtetes Material auf:

a) für 100 mm Markendistanz:

$$\delta = 42 - 36\,C + 5{,}5\,Mn - 6\,Si;$$

b) für 200 mm Markendistanz:

$$\delta = 30 - 27\,C - 4{,}1\,Mn - 4{,}5\,Si.$$

Formeln, welche den Einfluss der thermischen und mechanischen Bearbeitung auf die Bruchdehnung berücksichtigen, wurden bisher noch keine aufgestellt.

Zur Berechnung der Querschnittsverminderung liegt nur die folgende empirische Gleichung vor:[3])

$$\begin{aligned} q &= B - 7\,\Sigma \\ &= B - \left(\frac{140}{3}\,C + \frac{20}{1}\,Si + \frac{10}{1}\,Mn\right) \end{aligned}$$

1) Ann. des mines 1879, p. 339.

2) l. c.

3) H. v. Jüptner: Beziehungen zwischen chemischer Zusammensetzung und den physikalischen Eigenschaften von Eisen und Stahl. Leipzig 1896. Stahl u. Eisen 1898, Nr. 5 und 6. (Erstere Broschüre enthält das gesamte, der Kontraktionsformel zu Grunde liegende Beobachtungsmaterial.)

oder vereinfacht:

$$q = B - (47\ C + 20\ Si + 10\ Mn)$$
$$= B - \Psi.$$

Diese Formel basiert auf denselben Voraussetzungen wie die früher[1]) erwähnte Festigkeitsformel desselben Verfassers. (Für Neuberger Martinstahl ist ungefähr $B = 60$.) Ihre Übereinstimmung mit den direkten Ergebnissen des Zerreissversuches zeigt die folgende Zusammenstellung:

Grösse der Abweichungen in % (200 mm Markendistanz)	Zahl der Fälle	Zahl der Abweichungen in % aller Fälle				
Unter ± 1	97	15,02				
1 bis 2	94	15,54	58,04			
2 „ 3	96	14,86				
3 „ 4	88	13,62		84,52		
4 „ 5	66	10,22				
5 „ 6	47	7,28	26,48		93,49	
6 „ 7	58	8,98				
7 „ 8	31	4,79				95,88
8 „ 9	27	4,18	8,97			
9 „ 10	16	2,39				
Über 10	26	4,12				
Summa	646	100,00				

Mittlere Abweichung etwa $= \pm\ 3{,}2\ \%$.

Auch hier hat der Verfasser versucht,[2]) den Einfluss des Kupfers unter Zugrundelegung der Angaben von W. Lipin[3]) in Rechnung zu ziehen. Er fand so für

$$\Sigma = \frac{20}{3}C + \frac{20}{7}Si + \frac{10}{7}Mn + \frac{10}{4}P + \frac{10}{8}Cu - \frac{10}{4}S$$

folgende Werte für die Querschnittsverminderung:

1) Siehe S. 304 dieses Buches.

2) Stahl u. Eisen 1900, Nr. 18.

3) Stahl u. Eisen 1900, S. 536. Siehe auch S. 236 und 272 dieses Buches.

Nr.	7 Σ	B	q berechnet	q beobachtet	Differenz
1	7,63	72,58	64,95	64,95	± 0
2	13,93	72,58	58,65	54,75	+ 3,90
3	14,00	72,58	58,58	57,05	+ 1,83
4	15,05	72,58	57,53	53,15	+ 4,38
5	12,88	72,58	59,70	62,05	— 2,35
6	16,94	72,58	55,64	51,75	+ 3,89
7	19,25	72,58	53,33	56,65	— 3,32
8	22,68	72,58	49,90	54,10	+ 4,20
9	19,67	72,58	52,91	57,85	— 4,94
10	22,26	72,58	50,32	49,25	+ 1,07
12	40,11	72,58	32,47	33,35	— 0,88
13	38,08	72,58	34,50	36,55	— 2,05

Mittlere Abweichung $= 0{,}79\ \%$.

Maximale Abweichung $= \begin{cases} +\ 4{,}20\ \%, \\ -\ 4{,}94\ \%. \end{cases}$

Benutzt man hingegen den Ausdruck:

$$\Sigma = \frac{20}{3} C + \frac{20}{7} Si + \frac{10}{7} Mn + \frac{10}{4} P + \frac{10}{16} Cu - \frac{10}{4} S,$$

so erhält man:

Nr.	7 Σ	B	q berechnet	q beobachtet	Differenz
1	7,63	72,58	64,95	64,95	± 0
2	12,60	72,58	49,98	54,75	— 4,77
3	12,04	72,58	52,91	57,05	— 4,14
4	12,95	72,58	52,00	53,15	— 1,15
5	10,71	72,58	54,24	62,05	— 7,81
6	14,28	72,58	50,67	51,75	— 1,08
7	15,47	72,58	49,48	56,65	— 7,17
8	15,57	72,58	47,38	54,10	— 6,72
9	14,49	72,58	50,46	57,85	— 7,39
10	14,84	72,58	50,11	49,25	+ 0,86
12	26,11	72,58	38,84	33,35	+ 5,49
13	22,75	72,58	42,20	36,55	+ 5,65

Mittlere Abweichung $= 2{,}57\ \%$.

Maximale Abweichung $= \begin{cases} +\ 5{,}65\ \%, \\ -\ 7{,}81\ \text{"} \end{cases}$

Bedenkt man, dass der Wert von B aus den Ergebnissen der ersten (kupferfreien) Probe abgeleitet wurde, also nur auf einer einzigen Angabe basiert ist, dass sich der zweite Wert von Σ bei

der Festigkeitsberechnung besser bewähr
dass die Differenzen der letzten Tabelle
letzten, also der kupferreichsten Proben
liegt die Vermutung nahe, dass der Wert
angenommen worden sein könne. Erhöht
also um die Hälfte der in der Kontraktic
leren Abweichung, so dass $B = 72{,}58$ +
erhält man:

Nr.	q (direkt gefunden)	q nach der ersten Formel berechnet	Differenz
1	64,95	66,55	+ 1,60
2	54,75	60,25	+ 5,50
3	57,05	60,18	+ 3,13
4	53,15	59,13	+ 5,98
5	62,05	61,30	— 0,75
6	51,75	57,24	+ 5,49
7	56,65	54,93	— 1,72
8	54,10	51,50	- 2,60
9	57,85	54,51	— 3,34
10	49,25	51,92	+ 2,67
12	33,35	34,07	+ 0,72
13	36,55	36,10	— 0,45

Also für die erste Formel:

Mittlere Abweichung =

Maximal-Abweichung =

und für die zweite Formel:

Mittlere Abweichung =

Maximal-Abweichung =

Im übrigen gilt von der Kontral
früher von der Festigkeitsformel gesagt

Elftes Kapitel.

Einfluss der Korngrösse auf die Festigkeitseigenschaften. Einfluss anderer Gefügeelemente.

Im siebenten Kapitel des ersten Buches[1]) wurden die Versuche Sauveur's über den Einfluss der Temperatur und der Bearbeitung auf die Korngrösse des Stahles ausführlich besprochen. Diese Angaben gelten jedoch nur für härtere Stahlsorten mit mehr als 0,5 % (nach Howe mit mehr als 0,6 %) Kohlenstoff, und stimmen für diese auch die Angaben verschiedener Beobachter ganz gut überein.

Für weichere Stahlsorten hingegen mangelt eine solche Übereinstimmung, so dass hier nur die Beobachtungen verschiedener Forscher kurz mitgeteilt werden können.[2])

Stead[3]) hat verschiedene weiche Eisensorten einer langsam gesteigerten Temperatur ausgesetzt und hierbei gefunden, dass jene Temperatur, von welcher an die Ferritkörner zu wachsen beginnen, vom Kohlenstoffgehalte des Eisens abhängt, und zwar liegt dieselbe

für reines Eisen . . . . bei 500° C.,
„ Stahl mit 0,21 % Kohlenstoff . . „ 630° „

Bei etwas unter 700° erreicht die Grösse der Ferritkörner ein Maximum, nimmt mit weiter steigender Temperatur wieder ab und bleibt von etwa 870° an nahe konstant.

Die Perlitkörner hingegen wachsen bei Stahl mit 0,21 % Kohlenstoff von etwa 700° C. angefangen, konstant mit der Temperatur.

R. G. Morse[4]) hingegen untersuchte einen Stahl mit folgender Zusammensetzung:

	%
Kohlenstoff	0,343
Silicium	0,027
Mangan	0,221
Phosphor	0,0266
Schwefel	0,0037

1) Siehe S. 80 dieses Teiles.

2) Eine sehr wahrscheinliche Ursache dieser mangelnden Übereinstimmung werden wir in diesem Kapitel weiter unten kennen lernen.

3) Journ. Iron Steel Inst. 1898, I.

4) Inst. Am. Ming. Eng., Sept. 1899. The Metallographist 1900, p. 130.

Dieser Stahl wurde zu verschiedenen Maximaltemperaturen erhitzt und nach langsamer Abkühlung die Grösse der Ferritkörner gemessen.

Hierbei ergab sich (Fig. 57, Tafel XVI), dass die durchschnittliche Grösse der Ferritkörner bis etwa 600 ° C. ein wenig zunahm, dann allmählich fiel, bei 900 ° C. ein Minimum erreichte und von hier aus ziemlich rasch mit der Temperatur anstieg.

Die Lage der Punkte A_1 wurde für diesen Stahl mit 661 ° C. ermittelt. Der Stahl enthielt 58,17 % Ferrit und 41,83 % Perlit.

Vielleicht lassen sich die eben erwähnten verschiedenartigen Beobachtungen in folgender Weise erklären.

Zunächst muss zwischen der Grösse der Ferrit- und der Perlitkörner unterschieden werden. Erstere wächst nach Stead sowohl wie nach Morse bis ungefähr A_1, um dann wieder bis nahe A_3 abzunehmen. Oberhalb A_3 bleibt sie jedoch nach Stead konstant, während sie nach Morse ziemlich rasch wächst.

Die Perlitkörner hingegen wachsen sowohl nach Stead als nach Sauveur und nach Howe von A_1 angefangen konstant mit der Temperatur.

Wenn nun, wie in härteren Stahlsorten, der Perlit dominiert, so muss sich das Sauveur'sche Gesetz in seinem vollen Umfange geltend machen, d. h. die Korngrösse (des Perlites) muss mit steigender Maximaltemperatur stetig wachsen. Dominiert, wie in ganz weichen Eisensorten, der Ferrit, so tritt das Stead'sche Gesetz in Wirksamkeit. Tritt endlich Ferrit und Perlit in einigermaassen gleichen Mengen auf (wie bei Morse's Versuchen), so wird natürlich eine Erwärmung bis A_1 nur die Korngrösse des Ferrites ändern, während der Perlit unterhalb dieser Temperatur keine Änderung erleidet. Oberhalb Ar_1 (bis gegen Ar_3 hin) wird die Korngrösse des Ferrites (nach dem Stead'schen Gesetze) abnehmen, die des Perlites aber (nach dem Sauveur'schen Gesetze) wachsen. Oberhalb Ar_3 wächst aber das Perlitkorn noch immer, und bei der nachfolgenden langsamen Erkaltung werden sich daher die Punkte, an welchen aus dem bei der fraglichen Temperatur allein vorhandenen Martensite Ferrit zur Abscheidung gelangen kann, verringern. Bei der weiteren Abkühlung wird sich der fortwährend abgeschiedene Ferrit an diesen relativ wenigen Krystallisationspunkten absetzen und die Ferritkörner

können daher mit über A_3 steigender Temperatur neuerdings wachsen.

Was nun den Zusammenhang zwischen Korngrösse und den mechanischen Eigenschaften des Stahles anbelangt, so hängen letztere ab:

1. Von dem Verhältnisse zwischen Perlit und Cementit (in harten Stahlsorten) beziehungsweise zwischen Perlit und Ferrit (in weichem Stahl), das nur durch den Kohlenstoffgehalt bedingt ist, und

2. von der Korngrösse des dominierenden Formelementes, die wieder von der chemischen Zusammensetzung und der thermischen und mechanischen Bearbeitung abhängig ist.

So fand Sauveur,[1]) dass — entsprechend dem früher Gesagten — die Korngrösse an einem und demselben bearbeiteten Stücke, z. B. einer Schiene, je nach der lokalen Bearbeitungstemperatur und der Raschheit der Bearbeitung sehr verschieden sein könne und dass diese Gefügeunterschiede mit Unterschieden in den mechanischen Eigenschaften Hand in Hand gehen, wie folgende Tabelle zeigt:

Festigkeitsversuche mit heiss- und mit kaltgewalzten Schienen.

Probeentnahme		Korngrösse in 0,0001 mm²	Bruchfestigkeit σ_B in kg/mm²	Dehnbarkeit δ in %	Querschnittsverringerung q in %
heiss gewalzt	Kopfmitte .	146	69,6	15	20
	Kopfflanke .	118	70,3	19	22
	Fussecke . .	62	71,7	22,5	35
kalt gewalzt	Kopfmitte .	86	71,0	20,5	23
	Kopfflanke .	75	73,0	20	32,5
	Fussecke . .	35	72,4	21	39

Aus diesen Zahlen geht nun hervor, dass bei Stahl gleicher Zusammensetzung mit abnehmender Korngrösse sowohl Festigkeit als Zähigkeit wächst, während andern-

1) Ingenieur-Kongress in Chicago, Sitzung vom 2. August 1893. Journ. Iron Steel Inst. 1899, II, p. 195 bis 222. Siehe auch S. 81 dieses Buches.

falls, d. h. wenn infolge geänderter chemischer Zusammensetzung die Festigkeit wächst, gleichzeitig die Zähigkeit abnimmt.

Auch fand Sauveur, dass die Tragfähigkeit und Ausdauerfähigkeit der Schienen von der Art ihres Gefüges abhängig sei.

Für Schienenstahl hat nun Sauveur den Zusammenhang zwischen Korngrösse (bis 0,0225 mm²) und den mechanischen Eigenschaften graphisch zur Darstellung gebracht (Fig. 58, Tafel XVI). Versuchen wir diesen Zusammenhang ziffernmässig klarzulegen,[1] so kommen wir zu folgenden Gleichungen, in denen die mittlere Korngrösse (in mm²) mit K bezeichnet wurde:

a) Bruchfestigkeit:

$$\sigma_B = 75{,}5 - 40\,K.$$

b) Dehnung an der Bruchgrenze:

$$\delta = 26{,}5 - 735\,K.$$

In ihrem weiteren Verlaufe, d. i. für $K > 0{,}020$ bis $0{,}023$ mm² wird jedoch die Kurve weit flacher, d. h. der Koëffizient von K kleiner als 735.

c) Querschnittsverminderung:

α) für $K < 0{,}0130$ mm²:

$$q = 47 - 2000\,K;$$

β) für $K > 0{,}0130$ mm²:

$$q = 29 - 700\,K.$$

Diese Kurve scheint übrigens parabolisch zu verlaufen, so dass zwischen den beiden Kurvenästen, wie sie unter α) und β) gegeben sind, ein Übergang besteht, während wir hier zwei gerade Linien gegeben haben. Der hierdurch bewirkte Fehler ist jedoch ganz unerheblich.

Die vorstehenden Gleichungen gelten streng genommen nur für $0{,}0035 < K < 0{,}0230$; für $K < 0{,}0035$ mm² haben sie natürlich nur annähernd Giltigkeit.

Betrachten wir nun die Ergebnisse der Morse'schen Versuche, wie dieselben in Fig. 57, Tafel XVI graphisch dargestellt, und in der folgenden Tabelle zusammengestellt sind:

---

1) H. v. Jüptner, Stahl u. Eisen 1899, Nr. 5 und 8.

Maximaltemperatur in ° C.	Elastizitätsgrenze in kg/mm²	Festigkeit in kg/mm²	Dehnung in % (4" engl.)	Querschnittsverringerung in %	Korngrösse in mm²
500	31,88	51,04	26	50	0,00024
600	29,99	51,49	27	48	0,00031
600 durch 1/2 Stunde	30,70	50,77	27	50	.
600 „ 1 „	29,62	50,17	29	51	.
600 „ 2 „	30,95	50,68	27	52	0,00028
646	31,24	51,04	26	49	0,00024
654	30,96	50,35	29	52	0,00029
680	31,24	51,04	28	50	0,00027
687	30,24	51,03	27	51	.
700	29,16	48,90	23	53	.
725	28,70	49,98	23	53	0,00023
800	31,31	48,30	21	52	0,00020
900	32,66	51,63	27	54	0,00015
900 durch 1/2 Stunde	26,51	50,67	27	49	.
900 „ 1 „	25,77	50,14	24	44	.
900 „ 3 „	26,00	51,11	26	48	.
1000	29,73	49,87	26	47	0,00026
1090	23,76	48,66	26	44	0,00029
1200	31,96	47,35	25	45	0,C0093
1200 durch 1/2 Stunde	24,88	40,00	23	42	.
1200 „ 1 „	23,77	48,71	25	47	.
1200 „ 3 „	32,31	47,97	23	46	.
1300	23,00	48,32	26	44	.
Nicht erhitzt	32,82	51,13	23	47	0,00015
„ „	31,12	51,39	28	52	.
„ „	31,37	50,92	24	52	.
„ „	32,15	50,96	26	50	.

Ein Vergleich dieser Zahlen oder ein Blick auf Fig. 57, Tafel XVI zeigt, dass die Festigkeit bis nahe Ar_1, also bis zum Maximum der Ferritkorngrösse konstant bleibt, dann mit der Korngrösse etwas abnimmt, bei etwa 800° C. ein Minimum erreicht, dann wieder steigt und bei etwa 900° C. (dem Minimum der Ferritkorngrösse entsprechend) zu einem Maximum gelangt. Bei höherer Temperatur (bis 1200° C.) fällt die Festigkeit, während die Grösse der Ferritkörner wächst. Oberhalb 1200° wächst die Festigkeit abermals, doch liegt für diese Temperatur keine Angabe über die Korngrösse vor.

Die Bruchdehnung sinkt im allgemeinen mit der Temperatur, zeigt jedoch ebenso wie die Festigkeit bei etwa 800° C. ein Minimum.

Die Elastizitätsgrenze sinkt schon von 500° C. an mit steigender Temperatur, erreicht bei etwa 725° C. ein Minimum, um aber-

mals zu steigen und bei etwa 900° (mit dem Minimum der Korngrösse und dem Festigkeitsmaximum gleichzeitig) ein Maximum zu erreichen. Von 900° bis 1100° C. sinkt dieselbe abermals.

Ordnet man die Ziffern der vorigen Tabelle nach der Korngrösse, so erhält man:

Korngrösse in mm²	Festigkeit in kg/mm²		Elastizitätsgrenze in kg/mm²		Dehnung in %		Querschnittsverringerung in %		Temperatur ° C.
0,00015	51,13	51,38	32,82	32,74	23	25	47	50,5	Nicht erhitzt
0,00015	51,63		32,66		27		54		900
0,00020	48,30		31,31		21		52		800
0,00023	49,98		28,70		23		53		725
0,00024	51,04	51,04	31,88	31,56	26	26	50	49,5	500
0,00024	51,04		31,24		26		49		646
0,00026	49,87		29,73		26		47		1000
0,00027	51,04		31,24		28		50		680
0,00028	50,68		30,95		27		52		600 (2 h)
0,00029	50,35	49,50	30,96	27,36	29	27,5	52	48	654
0,00029	48,66		23,76		26		44		1090
0,00031	51,49		29,99		27		48		600
0,00093	47,35		31,96 (?)		25		45		1200

Hieraus ergiebt sich, dass thatsächlich bis etwa 900° C. eine Beziehung zwischen Korngrösse und mechanischen Eigenschaften zu bestehen scheint (für 0,00015 mm² Korngrösse ist Festigkeit und Elastizitätsgrenze, beim unbehandelten und bei dem auf 900° erhitzten Materiale gleich; ebenso bei 0,00024 mm² Korngrösse). Bei Temperaturen über 900° wird jedoch für gleiche Korngrösse Festigkeit sowohl als Elastizitätsgrenze, Bruchdehnung und Querschnittsverminderung kleiner als bei niederer Temperatur der Fall wäre.

Offenbar ist hier die Grösse der Ferritkörner nicht der einzige massgebende Faktor, doch muss es der Zukunft überlassen bleiben, die Frage endgiltig zu lösen.

Eine sehr wahrscheinliche Ursache der mangelnden Übereinstimmung unter den verschiedenen Beobachtern über die Beziehungen zwischen Korngrösse und mechanischen Eigenschaften der Eisenlegierungen dürfte darin zu suchen sein, dass bis vor kurzem der Begriff „Korngrösse" nicht scharf genug definiert war, wie Heyn[1]) gezeigt hat, an den wir uns bei der folgenden Darstellung hauptsächlich halten.

1) Mitteilgn. d. kgl. techn. Versuchsanst. 1898, S. 310. (Mikroskopische Untersuchungen an tief geätzten Eisenschliffen.)

Schon im Ersten Teile der „Grundzüge" (S. 89) haben wir über die Ätzfiguren berichtet, welche Stead[1]) an Schliffen von Ferritkörnern erhielt.[2]) Für solche Ätzfiguren, wie sie auf natürlichen Krystallflächen, auf Spaltflächen oder auf künstlich angeschliffenen Flächen eines beliebigen Krystalles bei Anwendung eines geeigneten Ätzmittels auftreten können, sind folgende Punkte charakteristisch:[3])

1. Sie sind auf einer und derselben Fläche eines homogenen Krystalles sämtlich einander ähnlich und untereinander parallel gestellt.

2. Sie sind gleichartig auf krystallographisch gleichwertigen, und verschiedenartig auf ungleichwertigen Flächen.

3. Sie stehen mit den Symmetrieverhältnissen der betreffenden Krystalle in Zusammenhang.

4. Ihre Ausbildungsweise hängt, wie Baumhauer[4]) und O. Meyer[5]) gezeigt haben, nicht lediglich von der Gestalt des Krystalles und der chemischen Zusammensetzung des krystallisierten Körpers ab, sondern vielfach auch von der Natur und der Konzentration des angewendeten Ätzmittels. Sie können daher nicht etwa auf die Form der den Krystall aufbauenden Moleküle direkte Schlüsse gestatten.

5. Sie sind vielfach auf derselben Fläche verschieden stark ausgebildet. Die ganze Fläche ist bedeckt von vielen sich aneinander reihenden und gegenseitig störenden Ätzfigürchen, wo-

---

1) Journ. Iron Steel Inst. 1898, I, p. 145.

2) Er benutzte zum Ätzen Salpetersäure; die an der früher zitierten Stelle des Ersten Teiles dieses Buches angeführte Kupfer-Ammonium-Chloridlösung, die weit bessere Resultate giebt, wurde zuerst von Heyn (l. c.) angewendet, was an der erwähnten Stelle anzugeben leider übersehen wurde. Weitere Ergebnisse über die bei diesen Studien benutzte Methode der Tiefätzung enthalten folgende Publikationen: Osmond, „Sur la métallographie microscopique". Comm. des méth. d'essai des matériaux de construction 1892 und „Méthode générale pour l'analyse microscopique des aciers au carbone". Bull. Soc. d'Encourag. 1895. Martens, „Das mikroskopische Gefüge von Flusseisen in gegossenen Blöcken", Mitteilgn. d. kgl. techn. Versuchsanst. 1893, S. 285. Hierher gehören auch die schon im Ersten Teile (S. 92) erwähnten Ätzversuche Saniter's.

3) Naumann, Elemente der Mineralogie, 1885, S. 145.

4) Baumhauer, Neues Jahrb. f. Min. 1889, 1, Ref. S. 216.

5) „Ätzversuche an Kalkspat", Neues Jahrbuch f. Min. 1883, S. 74.

Fig. 58.

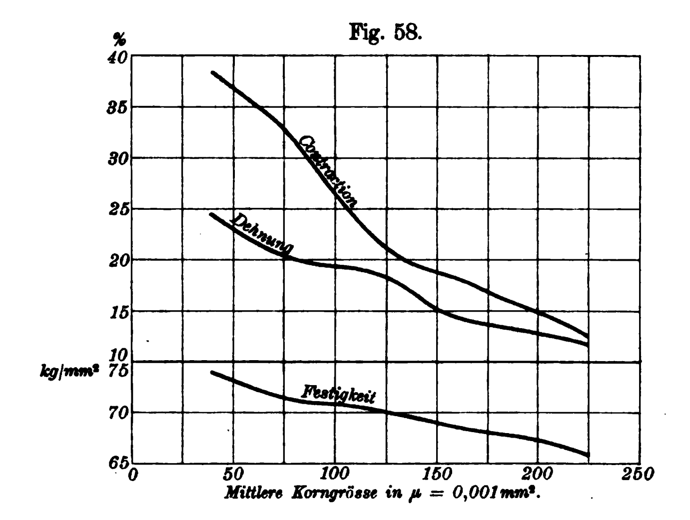
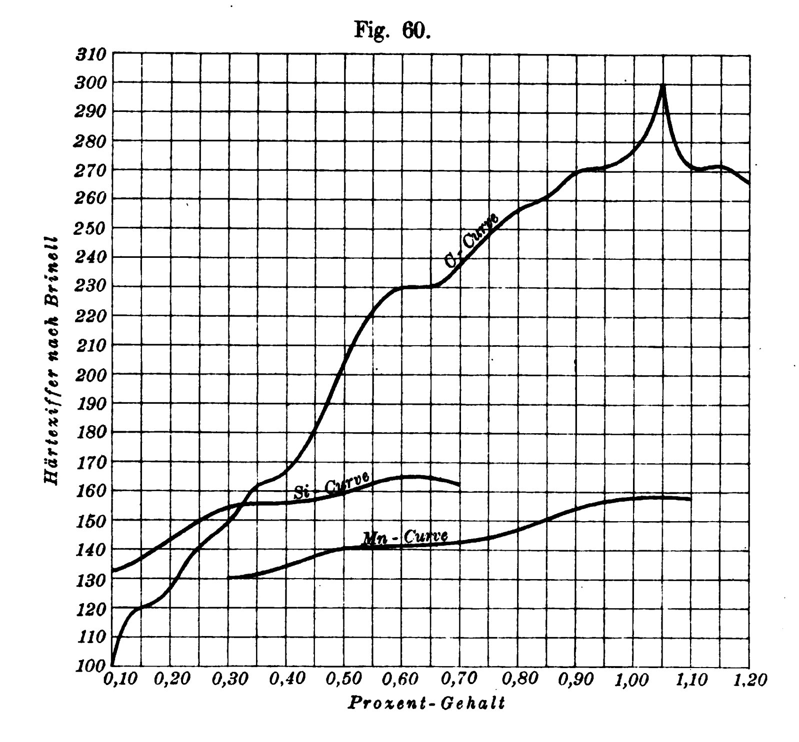


Fig. 60.



Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig.

durch die Fläche ein Gefüge erhält, das kurz „Ätzgefüge" genannt werden soll. Innerhalb desselben befinden sich häufig an bestimmten Stellen (aus noch nicht genügend bekannten Ursachen) besonders regelmässige stärker vertiefte Ätzfiguren, die man zum Unterschiede von den übrigen als „Ätzgrübchen" bezeichnen kann. Sie sind von gleicher Form und Lage, wie die das Ätzgefüge bildenden Ätzfigürchen, und lassen meistens Schlüsse auf die Symmetrieverhältnisse des Krystalles zu, falls er z. B. durch Ineinanderwachsen und gegenseitige Verdrückung benachbarter Krystalle als solcher nicht mehr erkennbar ist.

Die von Stead als „Krystalle" bezeichneten Erscheinungen gehören durchaus in das Gebiet der Ätzfiguren, und die Annahme, dass sie aus kleinen Krystallen zusammengesetzte, krystallinische Aggregate seien, deren Aufbau durch das Ätzen blossgelegt wird, kann nicht aufrecht erhalten werden. — Das Ätzgefüge wird erst durch den Vorgang der Ätzung erzeugt. So wie ein Krystall in der Mutterlauge mit verschiedenen, der Krystallform entsprechenden Geschwindigkeiten nach verschiedenen Richtungen vom Krystallisationskern aus gesetzmässig wächst, ebenso wird ein fertig gebildeter Krystall durch lösende Stoffe gesetzmässig und nach verschiedenen Richtungen mit verschiedener Geschwindigkeit zerstört, was die Bildung von Ätzfiguren zur Folge hat. Die Richtung der grösseren oder geringeren Löslichkeit braucht nicht notgedrungenerweise mit den Richtungen grösster oder geringster Kohäsion resp. Elastizität übereinzustimmen.

In manchen Fällen bewirken geringe Zusätze irgend eines fremden Körpers zu einer Krystallisationslauge eine Änderung in der Ausbildungsweise der anschiessenden Krystalle. So bewirkt z. B. ein Zusatz von etwas Kaliumkarbonat zu einer gesättigten Alaunlösung starke Abstumpfungen der Oktaëderecken der Alaunkrystalle durch Würfelflächen. Ebenso, wie hier durch Fremdkörper die Geschwindigkeit des Wachstums der Krystallmasse nach verschiedenen Richtungen vom Kern aus beeinflusst werden kann, erscheint es nun auch möglich, dass verschiedene Ätzmittel, ja ein und dasselbe Ätzmittel bei verschiedener Konzentration, nach verschiedenen Richtungen hin verschieden schnell auf eine Krystallfläche einwirken können, so dass die Ätzfiguren ihre Gestalt und Lage ändern.

Da nun im Eisen die einzelnen Eisenkörner wirr durcheinander gelagert sind, so werden im allgemeinen benachbarte Körner von der Schnittfläche unter verschiedenen Winkeln zu ihren krystallinischen Achsen geschnitten; sie müssen daher ein voneinander in Richtung und Gestalt abweichendes Ätzgefüge aufweisen. Das Studium der Ätzbilder wird somit ein brauchbares Mittel zur Bestimmung der Korngrenze und daher auch der mittleren Korngrösse bilden. Bei sehr kohlenstoffarmen Eisensorten genügt eine kurze Ätzung mit kräftiger Salpetersäure (1 : 5 nach Osmond), um die Korngrenzen durch stärkeres Ausfressen erkennbar zu machen. Anders liegt es hingegen bei kohlenstoffreicheren Eisensorten, wo zum Ferrit noch grössere Mengen Perlit hinzutreten, und hier muss zum Studium des Ätzbildes geschritten werden.

Heyn empfiehlt hierfür eine Lösung von Kupferammoniumchlorid in Wasser (1 Teil auf 12 bis 30 Teile Wasser). Bei richtig gewählter Konzentration dieser Lösung lässt sich das niedergeschlagene Kupfer unter Wasser leicht durch einen zarten Pinsel oder ein weiches Tuch entfernen. Es bleiben höchstens in besonders tief ausgefressenen Ätzgruben geringe Kupferteilchen zurück, die jedoch in keiner Weise bei der Beobachtung stören. Der Vorteil dieser Ätzflüssigkeit liegt darin, dass sie sämtliche Gefügebildner annähernd gleichmässig angreift. Da dieselben in nicht zu verschiedenen Ebenen liegen, ist eine Untersuchung mittels des Mikroskopes noch bei den stärksten Vergrösserungen möglich.[1])

Hierdurch werden natürlich die oben erwähnten Beziehungen zwischen Korngrösse und mechanischen Eigenschaften einigermaassen fraglich oder wenigstens einer Bestätigung bedürftig.

Der Einfluss anderer Gefügeelemente auf die mechanischen Eigenschaften der Eisenlegierungen lässt sich kurz in folgender Weise zusammenfassen:

Alle Erfahrungen lehren, dass der Martensit dem Stahle jene Eigenschaften verleiht, welche für den gehärteten Zustand charakteristisch sind; andererseits bedingt der Perlit die Eigenschaften des ausgeglühten Stahles.

---

1) Überdies giebt die Tiefätzung ein sicheres Mittel zur Erkennung des Ferrites.

Stahl mit 0,8 bis 0,9 % Kohlenstoff besteht — je nach seiner thermischen Behandlung (wenn man vom Troostit absieht) — nur aus Martensit oder nur aus Perlit, damit steht das bei 0,9 bis 1,0 % Kohlenstoff auftretende Festigkeitsmaximum (siehe die Angaben von Gatewood und von Howe[1]) in Zusammenhang.

Die Wirkung der Hohlräume, Schlackeneinschlüsse, sowie der Ausscheidungen von Cementit und Graphit sind auf eine Verringerung der in einem Querschnitte des Materiales vorhandenen Metallmasse zurückzuführen. Im allgemeinen werden sie also eine Verminderung der Festigkeit, sowie eine Vergrösserung von Dehnung und Kontraktion bewirken, deren Grösse von der Widerstandsfähigkeit und Festigkeit dieser Einschlüsse abhängen wird, d. h. bei einem gleichen Volumprozentgehalt an derartigen Einschlüssen ist die Einwirkung der Hohlräume am grössten, die des festen und harten Cementites aber am kleinsten.

Ähnlich wirkt auch die Vergrösserung des Metallkornes, wie sie durch Gegenwart von Phosphor oder durch langsame Abkühlung von genügend hoher Temperatur aus erfolgt, und zwar sowohl Festigkeit als Zähigkeit verkleinernd.

Je dichter sich die Krystallkörner aneinander lagern, desto grösser wird die Festigkeit.

Fremde Elemente bewirken teils eine Erhöhung, teils eine Verminderung der Festigkeit (auf Kontraktion und Dehnung wirken sie meist in entgegengesetztem Sinne).

Die Festigkeit wird erhöht:

1. Durch Elemente, welche an und für sich eine grosse Festigkeit besitzen (Nickel, Kobalt);

2. durch Elemente, welche die Abscheidung an Kohlenstoff, sei es als Graphit oder als Carbid verhindern (Mangan bis zu einem gewissen Grade, ferner Chrom, Wolfram, Titan);

3. durch Elemente, welche eine Verkleinerung der Korngrösse verursachen (kleine Mengen Silicium; Chrom, Wolfram, Titan);

4. durch Elemente, welche die Bildung von Hohlräumen verhindern (Silicium, Aluminium) und

5. anscheinend auch durch solche Elemente, welche die Abscheidung fester, sich mannigfach kreuzender Krystallnadeln verursachen (Nickel, Chrom).

---

1) Siehe S. 211 dieses Buches.

Die Festigkeit wird hingegen vermindert:

1. Durch Elemente, welche die Abscheidung von Kohlenstoff als Graphit oder Carbid befördern (Silicium, Phosphor, Schwefel) oder andere ähnliche Abscheidungen bewirken (Phosphor, Kupfer);

2. durch Elemente, welche das Krystallkorn vergrössern (Phosphor, grosse Mengen Mangan) und

3. durch nicht metallische Ausscheidungen, welche die Krystallkörner mehr oder weniger einhüllen und voneinander trennen (Gase, grosse Mengen Silicium, Schlacken, Oxyde, Sulfide).

Wie man sieht, kann je nach den vorhandenen Mengen ein und dasselbe Element einmal die Festigkeit vergrössern, das andere Mal aber verkleinern.

ZWÖLFTES KAPITEL.

Härte.

Wie wir schon früher[1]) gesehen haben, herrschen über das was man unter dem Worte „Härte“ versteht, noch ziemlich differierende Ansichten. Eine mathematisch begründete Definition der Härte wurde (1882) von Hertz gegeben; von dieser ausgehend, hat Prof. Auerbach[2]) die erste absolute Härtemessungsmethode ausgearbeitet, welche darin besteht, dass man eine Platte und eine Linse mit gegebenem Krümmungshalbmesser, beide aus dem zu untersuchenden Stoff gefertigt, mit einem veränderlichen bestimmbaren Druck gegeneinanderpresst und den Diameter der gemeinsamen Berührungsfläche misst. Die Härte ergiebt sich dann aus dem höchsten erhaltenen Druck auf die Flächeneinheit der Berührungsfläche, der sich bei spröden Körpern anwenden lässt, bevor ein Sprung entsteht, der hingegen bei plastischen Körpern überhaupt erreichbar ist. Auf demselben Prinzipe beruht die unten zu erwähnende Härtebestimmungsmethode von Brinell.

Am meisten dürfte die folgende Definition des Wortes Härte Verbreitung gefunden haben:[3])

---

1) Siehe S. 200.

2) Wied. Ann. **43**, 60 (1891); **45**, 262 und 277 (1892).

3) A. Martens, „Handbuch der Materialienkunde für den Maschinenbau.“

„Härte ist der Widerstand, den ein Körper dem Eindringen eines anderen (härteren) Körpers entgegensetzt“.[1])

Martens hat die Methoden, die zu diesem Zwecke bisher vorgeschlagen wurden, in folgender Weise übersichtlich gruppiert:

I. Gruppe. Die Härte wird durch Eindringen eines anderen härteren Körpers bestimmt.

- A) Der zu prüfende Körper behält während der Probe dieselbe Lage gegenüber dem eindringenden Körper bei.
  - a) Eindruckverfahren: Der härtere Körper wird mit ruhigem Druck in den zu prüfenden Körper eingedrückt und hierbei wird gemessen:
    1. Die Eindringungstiefe bei stets gleichem Druck.
    2. Der zur Erzeugung einer bestimmt. Eindringungstiefe erforderl. Druck.
  - b) Einhiebverfahren: Der härtere Körper wird durch ein fallendes Gewicht eingetrieben und dabei gemessen:
    1. Die Eindringungstiefe bei gleicher Schlagleistung.
    2. Die zur Erzeugung einer bestimmt. Eindringungstiefe erforderliche Schlagleistung.
- B) Während der Probe verschiebt sich der eindringende Körper gegen den zu prüfenden Körper (Ritzverfahren).
  - a) Die relative Härte wird durch Ritzen des zu prüfenden Körpers mit anderen Körpern bestimmt (Mohs' allgemein, zur Härtebestimmung an Mineralien angewendetes Verfahren).
  - b) Der härtere Körper wird gegen den zu prüfenden Körper gedrückt und dabei gemessen:
    1. Der Druck, welcher nötig ist, um während eines gewissen Weges oder während einer gewissen Zeit einen bestimmten Teil des Probekörpers fortzuarbeiten.
    2. Das Gewicht des Materiales, das bei einem bestimmten Drucke während einer gewissen Zeit von dem zu prüfenden Körper fortgeschafft wird.
    3. Der Druck, der nötig ist, damit an dem zu prüfenden Körper eine Spur von bestimmter Breite zu stande kommt.
    4. Die Breite der Spur, die an dem zu prüfenden Körper bei einer bestimmten Belastung des ritzenden Körpers entsteht.

---

1) Brinel (Baumaterialkunde 1900, S. 276) möchte das von Martens in Klammern beigesetzte Wort „härtere“ weglassen, denn selbst ein relativ sehr weicher Körper kann in einen anderen eindringen; so kann z. B. eine Flintenkugel aus Blei eine Stahlplatte von mehreren Millimetern Dicke durchdringen. Das hängt zum grossen Teile davon ab, unter welchen Verhältnissen das Eindringen vor sich geht.

II. Gruppe. Die Härte wird aus den Festigkeitseigenschaften des Materiales abgeleitet.

Diese Übersicht wird zur Beurteilung der verschiedenen unten angeführten Härtebestimmungen genügen.

Nur die Brinell'sche Methode, nach welcher eine Reihe sehr interessanter und systematisch durchgeführter Untersuchungen ausgeführt wurden, soll noch mit einigen Worten besprochen werden. Brinell[1]) treibt eine gehärtete Stahlkugel von 10 mm Durchmesser mittels Druckes in den zu prüfenden Gegenstand ein, misst den Durchmesser des erhaltenen Eindruckes und bestimmt die Fläche der gebildeten sphärischen Vertiefung in Quadratmillimetern. Den angewendeten Druck dividiert er durch die so berechnete Fläche, und den auf diese Weise erhaltenen Quotienten bezeichnet er als „Härtezahl".

In dieser Weise erhielt er für die Härte verschiedener Metalle und Metalllegierungen folgende Werte:

Metall	Belastung der 10 mm-Kugel kg	Durchmesser des Kugeleindruckes	Härte
Blei	200	6,3	5,7
Rose-Metall	200	5,8	6,9
Zinn	500	6,25	14,5
Phosphorzinn	500	5,45	19,7
Babbits (Axle Brand Deviance)	500	5,05	23,3
Magnolia Antifrictions-Metall	500	4,85	25,4
Solamia-Lagermetall Nr. 1	500	4,75	26,5
Svea-Lagermetall Nr. 1	500	4,30	32,6
Rabes-Lagermetall Nr. 1	500	4,30	32,6
Glycho-Lagermetall	500	4,20	34,5
Vulkan-Lagermetall Nr. 3a	500	4,05	37,0
Svea-Lagermetall Nr. 3	500	4,05	37,0
Aluminium	500	4,00	38,0
Alpha-Lagermetall Nr. 1	500	3,75	44,0
Zink	500	3,65	46,0
Gold	500	3,60	48,0
Antimon	500	3,35	55,0
Silber (998,4 Tausendteile fein)	500	3,25	59,0
Messing	500	3,15	63,0
Gewalztes Kupfer	500	2,90	74,0
Garkupfer	500	2,90	74,0
Glockenbronze	500	2,25	124,0
Phosphorbronze (44 Teile Kupfer und 6 Teile Phosphorzinn)	500	2,20	130,0

1) Baumaterialkunde 1900, Nr. 18 bis 26. Congrès internat. des Méthodes d'Essai. Paris 1900. Wahlberg: Jernkont. Annaler 1901, p. 79 bis 219; Journ. Iron Steel Inst. 1901, Vol. I.

Nach dieser Methode fand Brinell die Härte einiger schwedischen Roheisensorten wie folgt:

Roheisen	Belastung der 10 mm-Kugel kg	Durchmesser des Kugeleindruckes	Härte
Hellgrau	3000	4,5	179
$^{3}/_{4}$ grau, an der grauen Seite geprüft	3000	4,25	202
$^{3}/_{4}$ „ „ „ weissen „ „	3000	3,15	375
Halbiertes Eisen, an der weissen Seite geprüft	3000	2,90	444
Weisses Eisen	3000	2,85	460

Über den Einfluss des Kohlenstoffgehaltes von (schwedischem) Stahl macht Brinell folgende Angaben:

0,1 % Kohlenstoff . . . . Härte = 97
0,2 „ „ . . . . „ = 107
0,3 „ „ . . . . „ = 145
0,4 „ „ . . . . „ = 156
0,5 „ „ . . . . „ = 185
0,6 „ „ . . . . „ = 215
0,7 „ „ . . . . „ = 232

Wie man sieht, wächst die Härte sehr ungleichmässig, was wohl auf die gleichzeitige Einwirkung von Mangan und Silicium zurückzuführen sein dürfte.

Zu seinen weiteren Untersuchungen benutzte Brinell folgende Stahlproben:

Nr.	Chemische Zusammensetzung in %				
	C	*Si*	*Mn*	*S*	*P*
1	0,10	0,007	0,10	0,020	0,026
2	0,20	0,018	0,40	0,015	0,027
3	0,25	0,30	0,41	0,012	0,028
4	0,35	0,26	0,49	0,015	0,027
5	0,45	0,27	0,45	0,018	0,028
6	0,65	0,27	0,49	0,011	0,028
6a	0,66	0,33	0,18	0,010	0,028
7	0,70	0,32	0,22	0,010	0,029
8	0,78	0,37	0,20	0,011	0,028
9	0,92	0,28	0,25	0,012	0,026
12	1,25	0,60	0,20	0,010	0,027

Die folgende Tabelle zeigt den Einfluss des Ausglühens auf vorstehende Stahlproben:

Probe Nr.	Direkt vom Walzwerk geliefert		Bei schwacher Rotglut geglüht, in Kohlengestübbe abgekühlt		Bis zur Weissglut erhitzt, in Kohlengestübbe abgekühlt	
	Durchmesser	Härte	Durchmesser	Härte	Durchmesser	Härte
1	5,650	109	5,950	97	6,050	94
2	5,300	126	5,525	115	5,650	109
3	4,725	161	5,000	143	5,175	132
4	4,575	172	4,800	156	5,075	138
5	4,225	204	4,325	194	4,875	151
6a	4,000	228	4,250	202	4,750	159
6	3,800	255	3,950	235	4,500	170
8	3,675	273	3,975	231	4,525	176
9	3,575	289	3,775	258	4,375	189
12	3,500	302	3,750	262	4,150	212

Um den Einfluss der kalten Bearbeitung zu studieren, wurden von zwei 25 mm starken kaltgezogenen und ausgeglühten Stahlstangen mit 1,2 und 0,25 % Kohlenstoff Proben genommen und mit 1,2 *A* und 0,25 *A* bezeichnet. Dasselbe Material durch eine 24 mm Zugscheibe gezogen, wodurch ihr Querschnitt um etwa 10 % verringert wurde, gab die Proben 1,2 *B* und 0,25 *B*. Die Härtebestimmung ergab folgende Resultate:

Bezeichnung der Proben	Zusammensetzung in %					Härte	Zunahme der Härte in %
	C	*Si*	*Mn*	*S*	*P*		
1,2 A	1,20	0,33	0,18	0,012	0,027	88,0	—
1,2 B	1,20	0,33	0,18	0,012	0,027	98,5	11,9
0,25 A	0,25	0,06	0,40	0,02	0,028	45,0	—
0,25 B	0,25	0,06	0,40	0,02	0,028	56,5	25,5

Weicher Stahl scheint somit durch kalte Bearbeitung eine bedeutend grössere Härtezunahme zu erfahren als ein härterer.[1])

Ein anderer Versuch wurde mit einem Stahlrohre von 36 mm äusserem Durchmesser angestellt, welches in mehreren Zügen ohne inneren Dorn bis zu 22 mm äusserem und 9,5 mm innerem Durch-

1) H. Behrens fand, dass die kalte Bearbeitung die Härten nur unbedeutend steigert („Die Mikrostruktur von Metallen und Legierungen“, S. 25). Vielleicht sind diese verschiedenen Ergebnisse von der Art der Härtebestimmung abhängig.

messer kaltgezogen wurde, wobei das Rohr nach dem Ziehen infolge der übertriebenen Kaltbearbeitung ohne äussere Verletzung auf einer Seite der ganzen Länge nach entzweisprang.

Bei der Brinell'schen Kugelprobe zeigte

die ungeglühte Probe . . . . . 286 Härte,
„ geglühte „ . . . . . 207 „

Um den Einfluss der Härtung zu studieren, wurden folgende Proben bei möglichst niederer Temperatur in Wasser von 20° C. gehärtet. (Unter „Härtungskapazität" versteht Brinell den Unterschied in der Härte des gehärteten und des ausgeglühten Materiales):

Nr. der Probe	Härtezahl, geglüht und in Kohlengestübbe abgekühlt	Härtezahl, in Wasser von 20° C. gehärtet	Härtbarkeit (Härtungskapazität)
1	97	149	52
2	115	196	81
3	143	311	168
4	156	402	246
5	194	555	361
6	235	652	417
6a	202	578	376
8	231	652	421
9	258	627	369
12	262	627	365

Dass Stahl Nr. 6 eine grössere Härtungskapazität besitzt, als Stahl Nr. 6a erklärt Brinell durch den höheren Mangangehalt des ersteren. Hingegen findet er es schwer verständlich, dass Nr. 9 und 12 geringere Härtungskapazität zeigen als Nr. 8, doch ergaben wiederholte Versuche dasselbe Resultat. Vielleicht entspricht das Maximum der Härtbarkeit der festen eutektischen Legierung mit 0,86 % Kohlenstoff.

Den Einfluss der Härtetemperatur zeigt folgende Zusammenstellung:

Stahl Nr.	Härtungstemperatur 690°		Härtungstemperatur 750°		Härtungstemperatur 1000°	
	Durchmesser	Härte	Durchmesser	Härte	Durchmesser	Härte
1	5,15	134	4,70	163	5,10	137
6	3,95	235	2,85	460	3,95	430
6a	4,05	223	3,10	387	3,10	387
7	3,90	241	2,25	744	2,25	744

Da bei zu niederer Härtungstemperatur noch Perlit vorhanden ist, kann die Härte nicht so stark zunehmen als bei höherer Härtungstemperatur; dass eine zu hohe Härtungstemperatur ebenfalls kleinere Härten liefert, glaubt Brinell auf die wachsende Sprödigkeit zurückführen zu können. Jedenfalls ist es auffallend, dass diese Verminderung der Härtungsfähigkeit bei 1000° C. nur bei den beiden ersten Proben eintritt.

Von besonderem Interesse für die Praxis sind Brinell's Untersuchungen über das Härtungsvermögen verschiedener Härtungsflüssigkeiten und verschiedene Temperaturen derselben, die in den folgenden vier Tabellen zusammengestellt sind:

Proben von Stahl Nr. 1; Härtungstemperatur 880° C.

Härte		Härte-zuwachs	Härteflüssigkeit
nach dem Härten	vor dem Härten		
112	99	13	Blei, 350° warm.
118	99	19	Siedendes Wasser.
121	99	22	Abgerahmte Milch, 20—25° warm, Pferdefett, 80° warm.
124	99	25	Holzteer, 80° warm.
128	99	29	Buttermilch, süsse Milch, Petroleum, 20 bis 25° warm.
131	99	32	Talg, 80° warm.
134	99	35	Molken, Schwefelsäure. 20—25° warm.
137	99	38	Seifenwasser, 20—25° warm (1 Seife + 10 Wasser).
149	99	50	Gewöhnliches Wasser, 20—25° warm.
156	99	57	Salzwasser, 20—25° warm (gesättigt).
202	99	103	Gesättigte Sodalösung, 20—25° warm.

Proben von Stahl Nr. 5; Härtungstemperatur 780° C.

Härte		Härte-zuwachs	Härteflüssigkeit
nach dem Härten	vor dem Härten		
217	202	15	Kochendes Wasser.
223	202	21	Buttermilch, 20—25° warm.
235	202	33	Holzteer, 80° warm.
241	202	39	Geschmolzenes Blei, ungefähr 360° warm.
248	202	46	Petroleum, 20—25° warm.
255	202	53	Pferdefett, Talg, 80° warm.
293	202	91	Abgerahmte Milch, 20—25° warm.
302	202	100	Süsse Milch, 20—25° warm.
402	202	200	Schwefelsäure, 20—25° warm (spez. Gew. = 1,837).
555	202	353	Molken, 20—25° warm.
600	202	398	Seifenwasser, 20—25° warm (1 Seife + 10 Wasser).
627	202	425	Salzwasser, 20—25° warm (gesättigt).
652	202	450	Sodalösung (gesättigt), gew. Wasser, 20—25° warm.

Proben von Stahl Nr. 12; Härtungstemperatur 780° C.

Härte		Härte-zuwachs	Härteflüssigkeit
nach dem Härten	vor dem Härten		
387	311	76	Kochendes Wasser, süsse Milch, 20—25° warm.
430	311	119	Teer, 80° warm; abgerahmte Milch, 20—25° warm; Blei etwa 360° warm.
444	311	133	Petroleum, Buttermilch, 20—25° warm.
460	311	149	Talg, 80° warm; Seifenwasser, 20—25° warm (1 Seife + 10 Wasser).
477	311	166	Pferdefett, 80° warm.
495	311	184	Gewöhnliches Wasser, 20—25° warm.
512	311	201	Molken, Sodalösung, 20—25° warm.
600	311	289	Schwefelsäure, 20—25° warm (spez. Gew. = 1,837).
627	311	316	Salzwasser, 20—25° warm (gesättigt).

Einwirkung der Temperatur der Härteflüssigkeit auf die Härte.

(Proben von Stahl Nr. 5; Härtungstemperatur bei beiden Serien gleich.)

Härte	Härteflüssigkeit und Temperatur	Härte	Härteflüssigkeit und Temperatur
683	Molken, 15—27° warm.	340	Molken, 50—60° warm.
652	Gewöhnliches Wasser, 15—17° warm.	352	Gewöhnliches Wasser, 58—60° warm.
600	Salzwasser, 15—17° warm.	364	Salzwasser, 58—60° warm.
418	Seifenwasser, 15—17° warm.	235	Seifenwasser, 58—60° warm.
293	Abgerahmte Milch, 15—17° warm.	235	Abgerahmte Milch, 58—60° warm.
269	Pferdefett, 15—17° warm.	248	Pferdefett, 58—60° warm.
248	Petroleum, 15—17° warm.	241	Petroleum, 58—60° warm.
248	Süsse Milch, 15—17° warm.	223	Süsse Milch, 58—60° warm.
241	Buttermilch, 15—17° warm.	235	Buttermilch, 58—60° warm.
652	Kältemischung, —20° (2 Teile Chlorcalcium, 1 Teil Schnee).	683	Kältemischung, + 15° (2 Teile Chlorcalcium, 1 Teil Schnee).
444	Sodalösung, 15—17° warm	627	Sodalösung, 58—60° warm.
311	Schwefelsäure, 15—17° warm (spez. Gew. = 1,837).	430	Schwefelsäure, 58—60° warm (spez. Gew. = 1,837).
255	Talg, fest, ungefähr 22° warm.	293	Talg, 58—60° warm.
217	Holzteer, 15—17° warm.	223	Holzteer, 50—60° warm.

Diese Versuche ergeben das bemerkenswerte Resultat, dass manche Härtungsflüssigkeiten bei niederen Temperaturen kräftiger härten als bei höheren, andere aber umgekehrt bei höheren Temperaturen eine grössere Härtungsfähigkeit besitzen als bei niederen.

Wenden wir uns nun zu älteren Beobachtungen, so finden wir, dass hierbei hauptsächlich die Härtungskohle, dann in etwas geringerem Grade die Carbidkohle wirksam ist. Graphit hat auf die Härte keinen Einfluss.

Turner bestimmte die Härte durch das in Grammen ausgedrückte Gewicht, mit welchem ein Diamant belastet werden musste, um beim Ziehen über eine glatte Fläche einen Ritz hervorzurufen. Er gelangte hierbei zu folgender Härteskala:

Blei	1
Zinn	$2^1/_2$
Steinsalz	4
Zink	6
Kupfer	8
Kalkspat	12
Sehr weiches Schmiedeeisen	15
Flussspat	19
Weiches Flusseisen	21
Federstahl	20—24
Gutes Gusseisen	21—24
Schmiedeeisen	24
Apatit	34
Hartes Gusseisen	36
Fensterglas	60
Rasiermesserstahl	60
Sehr hartes weisses Eisen	72

Derselbe macht über den Einfluss des Siliciums auf die Härte folgende Angaben:[1])

Chemische Zusammensetzung in %			Härte
Silicium	Graphit	geb. C	
0,19	0,38	1,60	72
0,45	0,10	1,90	52
0,96	0,24	1,85	42
1,37	0,50	1,71	—
1,96	1,62	0,56	22
2,51	1,19	0,68	22
2,96	1,43	0,80	22
3,92	1,81	0,20	27
4,74	1,66	0,37	32
7,83	1,48	0,38	42
9,80	1,12	0,69	57

Wie man sieht, spielt hier die Eigenschaft des Siliciums, einen Teil des Kohlenstoffes als Graphit zur Abscheidung zu bringen, eine Rolle.

Die folgende Zusammenstellung zeigt den Einfluss des Siliciums auf die Härte von schmiedbarem Eisen gleichfalls nach Turner;[2]) doch erwähnt Ledebur[3]) mit Recht, dass ein Teil des angegebenen Siliciumgehaltes als Kieselsäure zugegen gewesen sein dürfte.

1) Stahl u. Eisen 1887, S. 564.
2) Stahl u. Eisen 1888, S. 297.
3) Stahl u. Eisen 1889, S. 1000.

Chemische Zusammensetzung in %		Härte
Silicium	Kohlenstoff	
0,0098	0,020	18
0,020	0,029	16
0,027	0,020	15
0,035	0,076	17
0,039	0,057	17
0,080	0,052	20
0,117	0,113	21
0,130	0,034	22

Weitere Angaben über den Einfluss von Silicium, Aluminium und Chrom enthält die folgende Tabelle:[1])

Chemische Zusammensetzung in %					Härte (nach Turner's Skala)
C	*Si*	*Mn*	*Al*	*Cr*	
		A. Siliciumstahl.			
0,14	0,24	0,14	.	.	20
0,18	0,79	0,21	.	.	20
0,19	1,60	0,28	.	.	24
0,20	2,18	0,25	.	.	24
0,20	2,67	0,25	.	.	26
0,21	3,46	0,29	.	.	30
0,25	4,49	0,36	.	.	33
0,26	5,53	0,29	.	.	36
		B. Aluminiumstahl.			
0,15	0,18	0,18	0,38	.	20
0,20	0,12	0,11	0,61	.	21
0,17	0,10	0,18	0,72	.	20
0,21	0,18	0,18	1,60	.	21
0,21	0,18	0,18	2,20	.	21
0,24	0,18	0,32	2,24	.	20
0,22	0,20	0,22	5,60	.	22
		C. Chromstahl.			
0,16	0,07	0,18	.	0,29	22
0,12	0,08	0,18	.	0,84	21
0,27	0,12	0,21	.	1,18	24
0,39	0,14	0,25	.	2,54	24
0,77	0,50	0,61	.	5,19	55
0,86	0,31	0,29	.	6,89	38
0,71	0,36	0,25	.	9,18	43

Wahlberg[2]) giebt den Einfluss von Kohlenstoff, Silicium und Mangan graphisch. (Siehe Fig. 60, Tafel XVI.)

1) R. A. Hadfield, „Alloys of Iron and Chrom", Journ. Iron Steel Inst.
2) Jernkont. Ann. 1891 und Journ. Iron Steel Inst. 1891, I.

Am Schlusse dieses Kapitels muss eine sehr interessante Arbeit von Carl Benedicks[1]) erwähnt werden.

Nach demselben ist die Härte der Elemente proportional der Atomenkonzentration (spezifisches Gewicht geteilt durch Atomgewicht), wie die nachfolgende, von Bottone[2]) herrührende Zusammenstellung zeigt:

Element	Spezifisches Gewicht	Atomgewicht	Härte[3]) (beobachtet)	Atomen-konzentration (berechnet)
Mn	8,01	55,0	0,1456	0,1457
Co	8,5	58,8	0,1450	0,1446
Ni	8,28	58,8	0,1410	0,1408
Fe	7,7	56,0	0,1375	0,1375
Cu	8,66	63,4	0,1360	0,1364
Pd	11,8	106,6	0,1200	0,1107
Pt	21,5	197,4	0,1107	0,1090
Zn	7,0	65,2	0,1077	0,1077
Jn	7,28	74,0	0,0984	0,0983
Au	19,3	197,0	0,0979	0,0980
Ag	10,4	108,0	0,0990	0,0963
Al	2,25	27,4	0,0821	0,0821
Cd	8,6	112,0	0,0760	0,0868
Mg	1,74	24,0	0,0726	0,0726
Sn	7,2	118,0	0,0651	0,0619
Tl	11,86	204,2	0,0565	0,0574
Pb	11,38	207,0	0,0570	0,0550
Na	0,93	23,3	0,0400	0,0401
Ca	1,58	40,0	0,0405	0,0394
K	0,86	39,1	0,0230	0,0221
C (Diamant) . . .	3,5	12,0	0,3010	0,2917

Benedicks formuliert diesen Satz mit folgenden Worten: „Die Härte der verschiedenen einfachen Körper wächst proportional der Anzahl der Moleküle[4]) innerhalb gleich grosser Volumen (bei gleicher Temperatur)."

1) „Giebt es für den festen Aggregatzustand eine Regel entsprechend der Arogadri'schen für die Gase?" Zeitschr. f. phys. Chemie, **56**, 5, 1901.

2) Chem. News **27**, 215 (1873).

3) Bottone bestimmt die Härte durch die Zahl der Umdrehungen, welche eine schnell rotierende Planscheibe aus weichem Eisen bei gleichem Drucke machen muss, um in die verschiedenen Substanzen gleich tief einzudringen.

4) Unter der Voraussetzung das Molekül = Atom, was für den metallischen Zustand oft einzutreffen scheint.

Weiter aber lenkt Benedicks seine Aufmerksamkeit auf den osmotischen Druck, der in festen Lösungen durch die fremden Stoffe hervorgebracht wird.

Alle Umstände, die diesen osmotischen Druck erhöhen (ausgenommen Temperatursteigerungen, die einen sehr komplizierten Einfluss haben dürften), scheinen auch die Härte zu vergrössern. Die Härteverhältnisse des Stahles stehen mit dieser Regel in gutem Einklang.

Eine hierher gehörige Thatsache ist die grosse Härte des reinen, elektrolytisch dargestellten Eisens. Dieses enthält in der That ein wenig Wasserstoff, der sehr wahrscheinlich als feste Lösung vorhanden ist. Cailletet[1]) fand z. B. in einem glasharten elektrolytischen Eisen einen Wasserstoffgehalt von 0,028 %. Die Einwirkung einer so minimalen Menge Wasserstoff wird erklärlich, wenn man berücksichtigt, dass die 0,028 % Wasserstoff 0,34 % Kohlenstoff entsprechen, wenn es auf die Zahl der Atome oder den davon abhängigen osmotischen Druck ankommt, und dass ein Stahl, der 0,34 % C gelöst enthält (also gehärtet ist), ziemlich gut Glas zu ritzen vermag.[2])

Berechnet man den osmotischen Druck, welcher in einem gehärteten Stahl mit 0,9 % Kohlenstoff bei gewöhnlicher Temperatur herrschen muss (bei Annahme von $C_2 Fe_6$ und einem spezifischen Gewicht von 7,8), so erhält man 68,9 Atmosphären. Ist nun schon ein so kleiner innerer Druck im stande, die gewöhnliche Härtung zu bewirken, so muss ein äusserer Druck derselben Grössenordnung, wie er mit der Kaltbearbeitung verbunden ist (die ja selbstverständlich auch inneren Druck verursacht), eine ähnliche Wirkung zu üben vermögen.

Als Zusatz zum Zwecke der Darstellung von Spezialstählen verwendet man oft Wolfram oder Chrom, die im Eisen viel löslicher sind als Kohlenstoff und deshalb, nach Benedicks' Ansicht, einen grösseren osmotischen Druck und daher auch eine grössere Härte hervorrufen können. Die Erfahrung lehrt, dass der Einfluss des Chroms auf Härte (und Sprödigkeit) kräftiger ist

---

1) Siehe Erster Teil dieses Buches, S. 243.

2) Haben wir es jedoch im Martensite, wie wahrscheinlich, mit dem Carbide $C_2 Fe_6$ zu thun, so entsprechen 0,028 % Wasserstoff 0,68 % C; es handelt sich also dann schon um einen recht harten Stahl.

als der des Wolframs,[1] was gar nicht unerwartet erscheint. Die Atomgewichte *Cr* = 52,1 und *Wo* = 184 beweisen, dass die Anzahl der Atome, die den osmotischen Druck bestimmen, bei *Cr* mehr als dreimal grösser ist als bei *Wo*, gleiches Gewicht vorausgesetzt.

So übt ein Zusatz von Aluminium (*Al* = 27,1) einen stärkeren Einfluss auf die Festigkeit des Kupfers als die gleiche Menge Zinn (*Sn* = 118,5) und die Festigkeit folgt gewöhnlich den Veränderungen der Härte.[2]

Als letztes Beispiel möge angeführt werden, dass die Härte der Kupfer-Zinnlegierungen nach Martens zwei deutliche Maxima aufweisen bei 9 % und nahe bei 38 % Zinn. Aus den mikroskopischen Photographien dieser Legierungen[3] geht hervor, dass im allgemeinen verschiedene Strukturelemente vorhanden sind, dass aber die Legierungen mit 9 % und mit 33 % Zinn homogen sind. Eine möglichst weitgehende Mischung beider Bestandteile, also mit maximalem osmotischem Druck ist somit mit einem Härtemaximum verbunden. Die Abweichung zwischen 33 und 38 % Zinn kann, nach Benedicks, gänzlich auf Rechnung der Versuchsfehler geschrieben werden.

Dreizehntes Kapitel.

Bearbeitungseigenschaften.

Die Eigenschaften, mit welchen wir es hier zu thun haben, beziehen sich auf das Verhalten des Metalles bei seiner Bearbeitung. Dieselben beziehen sich sowohl auf die Bearbeitung bei niederen als bei höheren Temperaturen.

Rückt die Elastizitätsgrenze der Festigkeit sehr nahe, so dass das Metall spröde wird, und dass oft schon kleine Erschütterungen bei gewöhnlicher Temperatur hinreichen, um Bruch hervorzurufen, so nennt man das Material kaltbrüchig. Der Kaltbruch wächst mit sinkender Temperatur.

---

1) Ledebur, Die Legierungen in ihrer Anwendung für gewerbliche Zwecke. 2. Aufl. 1898, S. 159.

2) Ledebur, l. c. S. 23.

3) Erster Teil dieses Buches, S. 41.

Verträgt das Material bei Rotglut das Ausschmieden oder Biegen nicht, ohne dass Risse auftreten, so nennt man es rotbrüchig. Schwacher Rotbruch wird „Kürze" genannt. Nicht zu stark rotbrüchiges Material verträgt hingegen das Ausschmieden oder Biegen bei höheren Temperaturen (Gelb- oder Weissglut) ganz gut.

Ein Material, das gleichzeitig kalt- und rotbrüchig ist, nennt man faulbrüchig.

Alle, selbst die besten Eisensorten werden bei einer Temperatur von etlichen 100 Graden auffallend spröde. Da diese Sprödigkeit sich besonders bei jener Temperatur bemerklich macht, bei welcher die blaue Anlauffarbe auftritt („Blauhitze"), nennt man diese Eigenschaft Blaubruch.

Wie schon aus dem oben Gesagten hervorgeht, ist die Schmiedbarkeit (Schmiedeprobe) eine der wichtigsten Bearbeitungseigenschaften. Hieran reiht sich die Biegungsfestigkeit (Zähigkeit beim Biegen), die mittels der Kaltbiegeprobe ermittelt wird; der Widerstand gegen Stösse (Schlagprobe) und die Schweissbarkeit.

Die Schmiedbarkeit und die Schweissbarkeit nehmen im allgemeinen mit dem Kohlenstoffgehalte ab; das gleiche gilt von der Biegsamkeit und von dem Widerstand gegen Stösse. Bei Schweisseisenblechen ist die Biegsamkeit (Kaltbiegeprobe) in der Walzrichtung grösser als quer. Nach dem Übereinkommen des Vereins deutscher Eisenhüttenleute soll beispielsweise Schweisseisenblech bester Beschaffenheit für Dampfkessel bei 6—8 mm Stärke eine Biegung in der Längsfaser um 130°, in der Richtung gegen die Faser um 110°; bei 8—10 mm Stärke 120° beziehungsweise 100°; bei 20—22 mm Stärke um 60° und 40° aushalten. Bei minderwertigen Blechen ist auch der verlangte Biegungswinkel geringer.

Ausgeglühte Bleche müssen — gleichgiltig ob sie aus Schweiss- oder Flusseisen gemacht sind — eine Biegung um 180° aushalten, wobei als Biegungshalbmesser die $1^1/_2$fache Blechstärke zulässig ist.

Ein grösserer Siliciumgehalt macht das Eisen brüchig; Siliciumeisen mit 7,4 % Silicium ist in der Kälte brüchig und nicht dehnbar, lässt sich aber in der Rotglut mit Vorsicht, in der Weiss-

glut mit Leichtigkeit schmieden; die Schmiedbarkeit leidet also durch Silicium weniger als durch Kohlenstoff. Silicium verringert jedoch die Schweissbarkeit[1]) und macht das Eisen gegen Stösse empfindlicher.

Die folgende Zusammenstellung giebt eine gute Übersicht über diese Verhältnisse.

Einfluss des Siliciums auf Sprödigkeit und Schmiedbarkeit.

Chemische Zusammensetzung in %					Dehnbarkeit		Schweiss-barkeit	Anmerkung
Si	*C*	*Mn*	*P*	*S*	kalt	heiss		
7,4	Spur	0,0	—	—	Spröde	Gut	Vollkommen	Bei Weissglut leicht, bei Rotglut schwer schmiedbar.
2,44	0,4	0,88	0,03	0,06	—	—	—	Festigkeit 76,5 kg, Dehnung 3 %.
2,07	—	—	—	—	Zäh	Sehr gut	—	—
2,0	—	—	—	—	Kurz	Ziemlich wenig	—	—
1,5	0,18	0,76	—	—	—	Sehr gut	—	Sehr fest.
1,5 ±	—	—	—	—	—	—	Vollkommen (?)	—
1,38	0,84	0,41	—	—	Gut	—	—	Festigkeit 80,57 kg, Elastizitätsgrenze 44,24 kg, Dehnung 8,5 %.
1,34	1,28	0,48	0,045	0,07	—	—	—	Gut; alle Proben ergaben ihn als guten Werkzeugstahl.
1,28	1,20	0,91	0,005	Spur	—	—	—	Bester Schmiedestahl
1,02	0,28	0,004	—	—	—	Bei Rotglut schmiedbar	Nein	—
0,54	0,26	0,0	—	—	Weich u. zäh	Gut	Hoch	—

Ein wachsender Mangangehalt verringert die Schweissbarkeit, während dieselbe bei gleichzeitiger Gegenwart von Silicium mit dem Mangangehalte steigt. Das Mangan erhöht die Empfindlichkeit gegen Stösse.[2])

Phosphor bewirkt Kaltbruch,[3]) und zwar in um so höherem Grade, je kohlenstoffreicher der Stahl ist; auch wirkt er in Fluss-

1) Wird jedoch beim Schweissen das Silicium oxydiert, so erhöht sich die Schweissbarkeit infolge der Schlackenbildung.

2) Siehe Roberts-Austen, Fifth Report of the Alloys Research Committee.

3) Siehe Erster Teil, S. 219.

material schädlicher als in Schweisseisen; er ruft grob krystallinischen, blättrigen und stark glänzenden Bruch hervor. Er erhöht die Schweissbarkeit, verringert aber die Dehnbarkeit.

Schwefel erniedrigt den Schmelzpunkt des Eisens, macht es dickflüssig und beim Erstarren blasig. Ein Gehalt von nicht mehr als 0,1 % Schwefel beeinflusst die Festigkeit im kalten Zustande nicht erheblich; hingegen bewirkt schon ein kleiner Schwefelgehalt Rotbruch (bei dunkler Rotglühhitze); er wirkt in dieser Hinsicht gerade so wie Sauerstoff. Bei Weissglut lässt sich schwefel- (und sauerstoff)haltiges Material ohne Gefahr schmieden, wenn der Gehalt nicht allzugross ist.[1]) Mangan wirkt dem Rotbruch entgegen. Der Kohlenstoffgehalt übt auf den durch Schwefel bewirkten Rotbruch keinen Einfluss; ja manche glauben, dass ein hoher Kohlenstoffgehalt der schädlichen Wirkung des Schwefels entgegenwirkt (was jedoch wohl von dem meist höheren Mangangehalte der harten Stahlsorten herrühren dürfte).

Die Angaben über die schädlichen Wirkungen des Schwefels sind sehr verschiedene, wie folgende Zahlen zeigen:

Beobachter	Art des Eisens	Rotbruch bei % S	Eigenschaften
Eggertz . .	Schweisseisen	0,02	Bricht beim Lochen
„ . .	„	0,03	Reisst an den Kanten beim Auszacken
„ . .	„	0,04	Unbrauchbar
Howe. . . .	Schiene	0,16	Etwas rotbrüchig
„	„	0,20	Sehr rotbrüchig
„	„	0,21	Ganz schlecht

Früher glaubte man, dass auch das Kupfer Rotbruch hervorrufe; dies ist jedoch nach Wasum (wenigstens bei 0,2—0,3 % Kohlenstoff) unrichtig:

1) Wird ein nicht allzu siliciumarmes Material mit Sauerstoffrotbruch bei Weissglut recht kräftig durchgeschmiedet, so verschwindet der Rotbruch (oder verringert sich wenigstens) infolge der stattfindenden Schlackenbildung, während durch Schwefel bewirkter Rotbruch bei dieser Behandlung unverändert bleibt. Bei einem osmiumhaltigen Stahl, der etwa 2,5 % Schwefel enthielt, machte der Verfasser die auffällige Beobachtung, dass er — sehr vorsichtig bei Weissglut geschmiedet — auffallend stark nach SO_2 roch. Thatsächlich hatte der Schwefelgehalt nach dem Schmieden um 0,5 % abgenommen.

Chemische Zusammensetzung in %						Verhalten beim Walzen
C	*Si*	*P*	*Mn*	*S*	*Cu*	
0,276	0,144	0,064	0,778	0,059	0,452	Sehr gut
0,233	0,091	0,050	0,709	0,060	0,862	Gut
0,280	0,160	0,049	0,634	0,119	0,050	Gut
0,393	0,141	0,065	0,695	0,158	0,040	"
0,258	0,136	0,043	0,500	0,201	0,076	Schlecht
0,307	0,075	0,039	0,488	0,214	0,057	"
0,224	0,089	0,030	0,480	0,231	0,066	Sehr schlecht
0,311	0,051	0,061	0,514	0,107	0,849	Gut
0,281	0,169	0,059	0,594	0,170	0,429	Schlecht
0,235	0,164	0,045	0,468	0,173	0,573	"
0,262	0,131	0,052	0,655	0,189	0,406	"

Andererseits macht Stengel folgende Angaben:

Zusammensetzung in %			Erzeugungsort	Eigenschaften
S	*Si*	*Cu*		
			α) Schmiedeeisen.	
0,002	0,056	0	Saarbrücker Revier	Keine Spur von Rotbruch
0,004	0,048	0,07	Aus der Eifel	Keine Spur von Rotbruch
0,013	0,050	0	Englisches Puddeleisen	Keine Spur von Rotbruch
0,016	0,076	0	Hallburger Hammer b. Saarbrücken	Geringe Neigung zum Rotbruch
0,116	0,192	0	Von Bonn, Erzeugungsort unbekannt	Rotbrüchig im höchsten Grade
0,018	0,038	0,21	Puddeleisen von der Alf bei Kochem	Einige Neigung zum Rotbruch
0,015	0,096	0,44	Siegen	Spur von Rotbruch
0,032	0,278	0,38	Harz	Rotbrüchig; konnte jedoch gebogen werden, ohne zu brechen
			β) Stahl.	
0,002	0,115	0	Rohstahl, Eisenerz, Steierm.	—
0,028	?	0,02	Brescianerstahl aus der Pahl	Vorzügliches Material, besonders zur Sensenfabrikation geeignet
?	?	0,19	Rohstahl von Murau	—
0,002	0,062	0,39	Oberhundem bei Lohe	—
0,008	0,163	0,27	Lohe bei Siegen, ganz aus Stahlberger Spateisenstein erzeugt	—
0,011	0,144	0,40	Gewöhnlicher Stahl von Lohe	—
0,006	0,077	0,36	Stahl aus Salchendorfer, sehr manganhaltigem Brauneisenstein	—

Nickel macht das Eisen dünnflüssig und giebt ihm bedeutende Schwindung. Von besonderem Interesse sind die von M. Rudeloff[1]) veröffentlichten Untersuchungen des Sonderausschusses für Eisenlegierungen.

1) Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1896. Siehe auch S. 239, 275 und S. 295 dieses Buches.

Die an den Bruchflächen zu Tage tretenden Erscheinungen führen zu dem Schlusse, dass die Güsse aus Eisen-Nickellegierungen mit einem Nickelgehalt von etwa 0,5 % zur Bildung von blasigem Materiale neigen; schon bei 1 % Nickel wird das Material wieder dicht und die Zerreissproben zeigen bis zu 3 % überwiegend feinschuppiges Gefüge; mit steigendem Nickelgehalt nehmen die Güsse zuerst körnig-krystallinisches und schliesslich ausgeprägt nadelförmig-krystallinisches Gefüge an. Eine Ausnahme in diesen Reihen bilden die Blöcke mit 60 % Nickel durch wieder überwiegend feinschuppiges Gefüge. Bei 30 % Nickel neigen die Güsse zu Oxydationsbildungen im Innern.

Mit steigendem Nickelgehalte (bis zu 16 % *Ni*) nimmt die Druckfestigkeit zu, die Formveränderungsfähigkeit unter Druck aber ab, und zwar beide fast proportional mit dem Nickelgehalte. Bei weiter steigendem Nickelgehalte (bis 94 %) nimmt die Druckfestigkeit — anfangs (bis 30 % *Ni*) rasch, dann langsam — ab, steigt jedoch bei 98 % Nickel abermals ein wenig. Die Formveränderungsfähigkeit unter Druck hingegen wächst zwischen 16 und 30 % Nickel, fällt dann bis 60 % Nickel und erreicht dann bei 98 % Nickel wieder die der 30 %igen Legierung.

Auch beim Stauchen nimmt die Formveränderungsfähigkeit mit wachsendem Nickelgehalt des Materiales bis zu 16 % Nickel ab, erreicht bei 30 % Nickel annähernd den gleichen Wert wie bei dem ohne Nickelzusatz gegossenen Materiale, ist bei 60 % Nickel wieder etwas geringer, und schliesslich bei den 98 %igen Nickellegierungen wieder etwa so gross wie bei den 30 %igen.

Der Einfluss des Nickels auf die Scheerfestigkeit ist aus folgender Zusammenstellung ersichtlich:

Nickel %	Scheerfestigkeit in kg/mm^2	Nickel %	Scheerfestigkeit in kg/mm^2	Nickel %	Scheerfestigkeit in kg/mm^2
0,05	26,6	3,98	34,0	29,78	35,4
0,76	25,9	4,92	36,6	59,60	37,9
1,01	28,4	7,84	43,5	93,52	35,7
2,06	30,5	15,60	67,7	98,39	34,7
3,01	33,3				

Die Resultate der mit denselben Legierungen vorgenommenen Schmiede- und Walzversuche sind in der folgenden Tabelle zusammengestellt:

Block-Nr.	Ni %	Querschnitt vor dem Schmieden	Ergebnis des Schmiedens		
			Wärmezustand °C.		Verhalten des Materiales
			vorher	nachher	
1	0		680	590	sehr gut schmiedbar
2			630	570	gut schmiedbar, Schmiedung 150 Sek.
3			—	630	gut schmiedbar
4	0,5	voll	650	600	sehr gut schmiedbar
5		—	630	560	sehr gut schmiedbar, Schmiedung 95 Sek.
7	1,0	—	620	570	sehr gut schmiedbar
8		—	660	530	gut schmiedbar, Schmiedung 115 Sek.
9		—	710	630	schwer zu schmieden, aber rissfrei
10	2,0	wie bei 1	620	580	sehr gut schmiedbar
11		—	620	580	schwer zu schmieden, aber rissfrei
12		voll	750	600	gut schmiedbar
13	3,0	—	760	670	stellenweise rissig
14		—	710	540	fest, aber rissfrei; Schmiedung 125 Sek.
15		—	610	580	gut schmiedbar
16	4,0	wie bei 1	700	650	am Eingussende gespalten
17		voll	680	580	fest, aber rissfrei; Schmiedung 100 Sek.
18		—	740	610	gut schmiedbar
19	5,0	wie bei 1	730	580	bei 780 bis 580° C. sehr gut schmiedbar; am Eingussende gespalten
20		—	660	560	sehr weich, rissfrei; Schmiedung 120 Sek.
21		voll	710	620	gut schmiedbar
22	8,0	—	680	580	bei beiden Wärmezuständen gut schmiedbar (auch bei 450° C.), leichte Risse
23		—	640	580	sehr fest, aber gut schmiedbar; Schmiedung 100 Sek.
24		—	660	630	sehr fest, aber gut schmiedbar
25	16,0	wie bei 1	760	580	sehr gut schmiedbar
27		—	770	720	gut schmiedbar
28	30,0	voll	660	580	stark brüchig, nicht schmiedbar, auch nicht bei höheren Wärmegraden, über 640° nach der Schmiedung
29		—	780	—	vollständig in drei Teile zerfallen, auch bei 660°
30		—	500	360	vollständig zerfallen; Stauchung ohne Erfolg, auch bei 660°
31	60,0	wie bei 1	660	540	starke Risse
32		—	700	650	beim dritten Schmieden rissig (hierbei 700 und 630°)
33		voll	660	580	leicht schmiedbar, aber rissig, besonders bei höherer Wärme (über 740°)
35	95,0	—	800	720	gut 1/8 der Länge ein Riss
36		—	700	650	gut schmiedbar
37	100,0	wie bei 1	750	630	stark rissig, Längestauchung ohne Erfolg
38		—	890	730	brüchig, auch bei 730° C. Anfangstemperatur
39		voll	710	620	weniger brüchig als 38

Ergebnisse des Auswalzens						
a) zum Rundstab				b) des Rundstabes zum Flachstab		
Wärmezustand °C.		Zeit der Walzarbeit Sek.	Verhalten des Materiales	Ofenwärme		Verhalten des Materiales
vorher	nachher			vor dem Herausnehmen	beim Schüren	
—	—	—	rissfrei	1140	1115	rissfrei
700	560	95	desgl., stellenweise Gratbildung	1140	1115	desgl.
—	—	—	desgl.	—	—	—
—	—	—	rissfrei	1140	1115	rissfrei
720	500	85	desgl., mit Gratbildung	1140	1115	auf einer Schmalseite rissig
—	—	—	zerfallen	—	—	—
—	—	—	rissfrei, stellenweise schuppig	—	—	—
700	530	90	rissig	1140	1115	beide Schmalseiten rissig
—	—	—	rissig	1140	1150	rissfrei
720	550	98	rissfrei	1140	1150	desgl.
—	—	—	schwache Risse	—	—	—
—	—	—	rissig	1140	1150	Schmalseite rissig
720	570	80	rissfrei	1140	1150	rissfrei
—	—		desgl.	—	—	—
—	—	—	schwache Risse	—	—	—
—	—	—	rissfrei	1140	1115	rissfrei
800	510	88	schwache Risse	1140	1115	eine Schmalseite rissig
—	—	—	rissig	—	—	—
—	—	—	desgl.	1140	1115	Schmalseiten rissig
700	490	105	rissfrei	1140	1115	rissfrei
—	—	—	zerfallen	—	—	—
—	—	—	schwache Risse	1140	1115	rissfrei
730	500	102	desgl.	1140	1115	Schmalseiten stark rissig
—	—	—	schwache Risse	1140	1115	rissig
750	750	90	sehr stark rissig, zerbrochen	1140	1115	stark rissig
—	—	—	zerfallen	—	—	—
—	—	—	desgl.	—	—	—
—	—	—	nicht walzbar	—	—	—
—	—	—	stark rissig	—	—	—
—	—	—	sehr stark rissig	1140	1115	stark rissig
760	520	98	rissig	1200	1150	rissig
—	—	—	stark rissig	1200	1150	rissig
790	550	92	desgl.	1140	1115	Schmalseiten stark rissig
—	—	—	sehr stark rissig	—	—	—
—	—	—	desgl.	1200	1150	feine Risse
820	540	95	desgl.	—	1150	rissig

Über die Ergebnisse von Biegeproben mit verschiedenen Nickellegierungen macht R. Hadfield[1]) folgende Mitteilungen:

Chemische Zusammensetzung in %			Biegeproben			
			Gegossen		Geschmiedet	
C	*Mn*	*Ni*	Nicht ausgeglüht	Ausgeglüht	Nicht ausgeglüht	Ausgeglüht
0,19	0,79	0,27	18°	154°	doppelt	doppelt
0,14	0,75	0,51	29°	80°	,,	,,
0,13	0,72	0,95	91°	85°	,,	,,
0,14	0,72	1,92	150°	doppelt	,,	,,
0,19	0,65	3,82	24°	100°	90°	,,
0,18	0,65	5,81	11°	71°	doppelt	,,
0,17	0,68	7,65	0	41°	26°	89°
0,16	0,86	9,51	2°	8°	28°	5°
0,18	0,93	11,39	3°	9°	22°	3°
0,23	0,93	15,48	2°	11°	nicht bestimmt	nicht bestimmt
0,19	0,93	19,64	2°	3°	18°	17°
0,16	1,00	24,51	12°	10°	nicht bestimmt	nicht bestimmt
0,14	0,86	29,07	163°	64°	doppelt	doppelt
0,16	1,08	49,65	53°	19°	nicht bestimmt	nicht bestimmt

Chrom macht das Eisen krystallinisch, beeinträchtigt die Schmiedbarkeit weniger stark als Kohlenstoff, vermehrt die Widerstandsfähigkeit gegen Stösse und verringert die Schweissbarkeit verhältnismässig wenig. Grössere Chromgehalte (aber auch höhere Kohlenstoffgehalte) machen das Eisen spröde.

R. Hadfield's Untersuchungen[2]) entnehmen wir folgende Angaben:

Chemische Zusammensetzung in %						Biegeprobe		Schweissprobe
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Cr*	unausgeglüht	ausgeglüht	
0,07	0,07	0,09	0,04	0,11	0,22	doppelt	doppelt	—
0,16	0,07	0,10	0,04	0,18	0,29	,,	,,	schweisst nicht
0,15	0,10	0,09	0,04	0,21	0,48	,,	,,	—
0,14	0,08	0,09	0,04	0,25	0,57	,,	,,	—
0,12	0,08	0,10	0,04	0,18	0,84	,,	,,	—
0,27	0,12	0,13	0,04	0,21	1,18	,,	,,	—
0,21	0,14	0,09	0,04	0,12	1,51	,,	,,	—
0,39	0,14	0,11	0,04	0,25	2,54	0°, gebrochen	,,	—
0,41	0,18	0,10	0,04	0,28	3,17	0°, ,,	,,	—
0,77	0,50	0,11	0,04	0,61	5,19	3°, ,,	,,	—
0,86	0,31	0,13	0,03	0,29	6,89	0°, ,,	,,	—

1) „Alloys of Iron and Nickel". (Die vollständigen Analysen sind auf S. 238 dieses Buches gegeben.)

2) „Alloys of Iron and Chromum". S. auch S. 244, 280 u. S. 298 dieses Buches.

Chemische Zusammensetzung in %						Biegeprobe		Schweissprobe
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Cr*	unausgeglüht	ausgeglüht	
0,71	0,36	0,10	0,03	0,25	9,18	48°, gebrochen	doppelt, gebrochen	schweisst nicht
1,27	0,38	0,10	0,03	0,25	11,13	24°, „	14°, gebrochen	—
1,79	0,61	0,08	0,04	0,28	15,12	—	—	—
2,12	1,20	0,10	0,04	0,22	16,74	—	—	—

Schmiedetemperaturen für Brooklyn-Chromstahl (Howe).

	Brooklyn Chromstahl			
Chemische Zusammensetzung in % *Cr*	0,53	0,38	0,29	0,25
Cu	1,03	0,90	1,32	0,70
Mn	0,17	1,89	0,15	—
Wo	—	0,98	0,73	—
Blendende Weissglut .	zerbröckelt, schlecht	zerbröckelt	zerbröckelt ein wenig	zerbröckelt ein wenig
Weissglut		zerbröckelt ein wenig	ziemlich gut schmiedbar	ziemlich gut schmiedbar
Helle Gelbglut . . .	gut schmiedbar	schmiedbar	gut schmiedbar	gut schmiedbar
Gelbglut		gut schmiedbar	—	
Helle Rotglut . . .		—	—	
Kirschrotglut . . .		—	—	
Dunkle Rotglut . . .	schmiedbar	—	—	schmiedbar
Schwarz	kalt geschmiedet: bricht	—	—	etwas schmiedbar

Wolfram macht das Eisen dicht und giebt feines Korn; es verringert die Schmiedbarkeit (doch ist Metall mit 10 % *Wo* noch schmiedbar) und die Schweissbarkeit und vermehrt die Empfindlichkeit gegen Stösse.

Hadfield[1]) macht folgende Angaben über ausgeglühten Wolframstahl:

Chemische Zusammensetzung in %		Biegeprobe des ausgeglühten Stahles
C	*Wo*	
0,15	0,40	doppelt
0,21	0,81	„
0,21	1,49	„
0,28	3,40	„
0,38	7,47	„

1) „Alloys of Iron and Nickel".

Schmiedbarkeit von Wolframstahl (nach Howe).

	Mushet	Crescent	Imperial
Chemische Zusammensetzung in % Wo	7,81	6,73	6,38
Mn	0,19	2,66	2,11
C	1,99	2,06	1,6
Helle Gelbglut . . .	zerbricht, schlecht	reisst, schlecht	—
Gelbglut	schmiedbar	biegt sich leicht	schmiedbar, bricht jedoch beim Biegen
Orangeglut	gut biegbar	—	—
Helle Rotglut . . .	lässt sich biegen und eng zusammenhämmern ohne zu reissen	gut biegbar	—
Dunkle Rotglut . . .	bricht beim Biegen	bricht beim Biegen	lässt sich bei sehr dunkler Rotglut doppelt biegen u. eng zusammenhämmern ohne zu reissen
Schwarz	—	bricht nach fünf oder sechs leichten Schlägen	besser als das vorige schmiedbar

Kobalt soll nach Billing's sowie nach Hassenfratz Neigung zu Rotbruch hervorrufen, doch dürfte es sich hier wahrscheinlich um Sauerstoffkürze handeln.

Wismuth soll den Eisenlegierungen Neigung zu Rotbruch geben.

Zink soll Rotbruch verursachen.

Molybdän soll nach Berthier dem Wolfram ganz analog wirken; nach Billings bewirkt schon 0,01 % Mo Rotbruch.

Aluminium verringert die Schmiedbarkeit, aber nicht die Schweissbarkeit.

R. Hadfield[1]) macht folgende Angaben:

1) Journ. Iron Steel Inst. 1890, II.

Chemische Zusammensetzung in %						Biegeprobe		Schweissprobe
C	*Si*	*S*	*P*	*Mn*	*Al*	nicht ausgeglüht	ausgeglüht	
0,22	0,09	.	.	0,07	0,15	—	doppelt	—
0,15	0,18	0,10	0,04	0,18	0,38	—	"	—
0,20	0,12	.	.	0,11	0,61	—	"	nicht schweissbar
0,18	0,16	0,09	0,03	0,14	0,66	—	"	—
0,17	0,10	.	.	0,18	0,72	—	"	nicht schweissbar
0,26	0,15	0,08	0,04	0,11	1,16	—	"	—
0,21	0,18	.	.	0,18	1,60	—	"	—
0,21	0,18	0,09	0,03	0,18	2,20	—	"	nicht schweissbar
0,24	0,18	.	.	0,32	2,24	—	"	—
0,22	0,20	0,08	0,03	0,32	5,60	—	"	—
0,26	0,33	0,08	0.03	0,25	9,14	—	wurde nicht geschmiedet	—

Zinn soll Rot- und Kaltbruch verursachen. Die auf Bismarckhütte ausgeführten Proben[1]) ergaben folgende Resultate:

A. Martinflusseisen.

Chemische Zusammensetzung in %						Schmiedbarkeit bei Hellrotglut	Walzbarkeit bei Schweisshitze	Das Eisen schweisst	Warmlochprobe	Kaltbiegeprobe	Härtebiegeprobe	*Sn*-Gehalt nahe der Schweissstelle
C	*P*	*Mn*	*S*	*Cu*	*Sn*							
0,09	0,02	0,37	0,05	0,16	.	gut	gut	gut [2])	gut	gut	gut	—
.	.	.	.	.	0,10	"	fortlaufend stärker werdende Kantenrisse	" [2])	"	"	"	0,13 [5])
.	.	.	.	.	0,19	"		" [2])	"	" [4])	"	0,19 [5])
.	.	.	.	.	0,25	" [2])		" [2])	"	" [4])	"	0,31 [5])
.	.	.	.	.	0,63	" [2])		nicht [3])	—	—	angebrochen	0,75 [5])

B. Tiegelstahl.

Chemische Zusammensetzung in %							Schmiedbarkeit in heller Rotglut[6])	Schweissbarkeit
C	*P*	*Mn*	*Si*	*S*	*Cu*	*Sn*		
0,63	.	.	.	.	.	0,23	gut	nicht schweissbar
·0,55	0,05	0,35	0,33	0,05	0,18	0,50	"	" "
0,69	.	.	.	.	.	0,68	"	" "
0,36	.	.	.	.	.	1,52	Rotbruch	" "

1) Stahl u. Eisen 1901, S. 330.
2) In einer Schweisshitze.
3) Zerfällt in Schweisshitze.
4) Mikroskopisch kleine Kantenrisse.
5) Die Verteilung des Zinns im Block ist eine ungleichmässige.
6) Die Proben schmiedeten sich durchaus härter als reiner Tiegelstahl gleichen Kohlenstoffgehaltes. Auffällig ist das zarte und feine Gefüge, welches der Stahl in gehärtetem und ungehärtetem Zustande im Bruche erkennen lässt.

Sauerstoff bewirkt, wie schon bei Schwefel erwähnt, Kürze bis Rotbruch, ja sogar Faulbruch. Die Unterscheidung von Sauerstoff- und Schwefel-Rotbruch wurde bereits oben mitgeteilt.

Wasserstoff, in geschmolzenem Zustande aufgenommen, verursacht beim Erstarren Blasenbildung. In der Kälte aufgenommener Wasserstoff (beim Beizen mit verdünnten Säuren) bewirkt nach Ledebur grosse Sprödigkeit (Beizbruch). Verfasser hatte Gelegenheit unganze Feinbleche zu sehen, welche grosse mit Wasserstoff unter bedeutendem Drucke gefüllte Blasen besassen. Die Aufnahme des Wasserstoffs war beim Beizen erfolgt.

Bei mässiger Erwärmung oder auch bei längerem Lagern bei gewöhnlicher Temperatur entweicht der occludierte Wasserstoff und das Metall erlangt seine ursprünglichen Eigenschaften wieder.

Der Wasserstoff verringert hauptsächlich die Biegsamkeit und wirkt um so stärker, je kleiner der Querschnitt des betreffenden Eisenstückes ist. Besonders empfindlich ist Stahl, namentlich im gehärteten und angelassenen Zustande, er verliert hierbei nicht nur an Biegsamkeit, sondern es nimmt auch seine Widerstandsfähigkeit gegen Stösse bedeutend ab. Hingegen wird Zugfestigkeit und die elastischen Eigenschaften gegenüber einer Beanspruchung durch Zugkräfte nicht geändert.

VIERZEHNTES KAPITEL.

Zusammenhang zwischen den verschiedenen Eigenschaften.

Schon in den vorigen Kapiteln finden sich einige Tabellen namentlich über Festigkeit, Zähigkeit und Elastizität, welche sich auf Legierungen derselben Zusammensetzung beziehen, und es sollen hier noch einige diesbezügliche zusammenstellende Angaben mitgeteilt werden, weil sie eine gute Übersicht über den Zusammenhang dieser Eigenschaften geben. Während die früheren Zusammenstellungen sich hauptsächlich auf ausgeglühten Stahl bezogen, wollen wir uns hier zunächst mit gehärtetem Stahle beschäftigen.

Bezüglich des Zusammenhanges zwischen den Festigkeitseigenschaften reinen Eisens und der Härtungstemperatur kann auf die auf S. 114 dieses Buches mitgeteilten Versuche von J. O. Arnold verwiesen werden.

Einfluss der Härtung auf dünne Stücke sehr weichen Eisens (nach Howe.)[1]

Das untersuchte Eisen enthielt:

Kohlenstoff	0,022 %
Silicium	Spur
Mangan	0,00 „
Phosphor	0,007 „
Schwefel	0,014 „
Kupfer	0,10 „

Behandlung	Reissfestigkeit in kg/mm²	Elastizitätsgrenze in kg/mm²	Bruchdehnung in % (50 mm Markendistanz)	Querschnittsverringerung in %
Auf 930° C. erhitzt und langsam abgekühlt, nicht gebohrt .	76,51	34,73	44	72,3
Auf 930° C. erhitzt und langsam abgekühlt, der Länge nach ausgebohrt . .	78,57	—	—	—
Bei 930° C. in Wasser von 17° gehärtet, nicht gebohrt.	81,96	47,88	43	77,8
Bei 930° C. in Kältemischung von — 7° gehärtet, nicht gebohrt . .	106,15	67,44	28	58,56
Bei 930° C. in Kältemischung gehärtet und dann ausgebohrt . .	111,34	—	—	—
	94,80	—	—	—
	98,36	—	—	—
Bei 930° C. in Kältemischung von — 8° C. gehärtet, dann auf 65,2% des ursprünglichen Durchmessers abgedreht.	114,02	—	18	75,9

Bei dünnen Stücken ist somit die Wirkung der Härtung auf die inneren Partien grösser als auf die äusseren. Thatsächlich erhielt Howe auch bei einem gehärteten Stahl mit 0,39 % Kohlenstoff:

174 kg Festigkeit für die Aussenschicht,
116 „ „ „ den Kern, und
83 „ „ „ „ ganzen Stab.

1) Journ. Iron Steel Inst. 1897, I.

Für weichen Stahl mit 0,21 % Kohlenstoff macht J. O. Arnold[1]) folgende Angaben:

a) Stahl mit 0,21 % *C*, 1,19 % *Mn* und 0,31 % *Si*.

Gehärtet bei	Zugfestigkeit in kg/mm²	Kompression in % bei einer Belastung von 78,75 kg/mm²
733° C. oberhalb Ar_3	155,28	0,97
698° " " Ar_2	145,21	0,53
661° " " Ar_1	—	1,24
650° " " Ar_1	99,69	—
645° " unterhalb Ar_1	—	8,80
575° " " Ar_1	65,51	—
20° " normal	51,97	—
15° " "	—	12,30

b) Stahl mit 0,21 % *C*, 0,05 % *Mn*, 0,05 % *Si*.

Gehärtet bei	Zugfestigkeit in kg/mm²	Kompression in % bei einer Belastung von 78,75 kg/mm²
790° C. oberhalb Ar_3	52,60	—
784° " " Ar_3	—	17,37
766° " " Ar_2	—	17,72
758° " " Ar_2	54,68	—
698° " " Ar_1	—	18,18
687° " " Ar_1	49,52	—
680° " unterhalb Ar_1	—	22,54
662° " " Ar_1	45,20	—
15° " normal	34,59	29,91

Sehr vollständig sind die im folgenden mitgeteilten Untersuchungen von Howe und Sauveur[2]) von Stahl mit 0,21 % Kohlenstoff:

---

1) Journ. Iron Steel Inst. 1896, I.
2) Journ. Iron Steel Inst. 1895, II; 1896, I.

Härtungs-temperatur in °C.		Härte (Ritz-breite in mm)	Festigkeit in kg/mm²	Dehnung %	Dehnung Marken-distanz Zoll engl.	Querschnittsver-ringerung in %	C-Abgang in %	Mikrographische Zusammensetzung Marten-sit	Perlit	Ferrit
880	Oberhalb Ar_3	—	157,92	3,50	2,5	—	0,092	100	0	0
836		0,0276	145,89	3,00	4	5	0,095	100	0	0
797		0,0285	153,42	6,00	4	—	0,102	100	0	0
761		—	136,06	1,25	4	1,01	0,082	100	0	0
733		0,0290	155,31	4,50	4	—	0,095	100	0	0
714	Anfang von Ar_2	0,0281	155,60	7,50	4	—	0,102	97,20	0	2,80
713		0,0303	148,58	2,50	4	1,54	0,093	86,00	0	14,00
698	Mitte von Ar_2	0,0293	145,31	3,75	4	3,53	0,096	70,20	0	29,80
652	Zwischen Ar_2 u. Ar_1	—	101,95	2,25	4	3,17	0,100	35,20	0	64,80
650		0,0298	99,84	4,75	4	5,68	0,084	30,80	0	69,20
633		0,0333	90,16	4,25	4	5,87	0,084	32,00	0	68,00
626		0,0320	88,42	5,50	4	5,94	0,084	31,50	0	68,50
620	Anfang von Ar_1	0,0329	85,12	6,25	4	5,60	0,091	30,00	1,60	68,40
600	Ende von Ar_1	0,0333	63,20	13,50	4	44,40	0,034	4,00	17,50	78,50
599		0,0332	62,58	13,00	4	46,50	0,047	2,00	22,20	75,80
575	Unterhalb Ar_1	0,0343	65,67	19,75	4	38,60	0,029	0,00	21,10	78,90
532		0,0343	58,20	21,25	4	51,34	0,005	0,00	23,20	76,80
512		0,0356	57,71	26,00	4	54,40	0,018	0,00	23,00	77,00
340		—	55,80	23,75	4	53,54	0,000	0,00	22,60	77,40
263		—	53,80	22,50	4	55,64	0,000	0,00	24,80	75,20
20		0,0365	52,00	25,75	4	52,29	0,008	0,00	23,60	76,40
nicht behandelt	. . . .	—	66,06	18,75	4	53,89	—	—	—	—
		0,0331	66,33	17,50	4	51,14	—	—	—	—

In Fig. 59, Tafel XVII, sind diese Versuchsergebnisse graphisch dargestellt.

Die Härte wurde durch die Breite eines mit bestimmter Belastung hervorgerufenen Ritzes gemessen; der Kohlenstoffabgang ist die in Prozenten ausgedrückte Menge Kohlenstoff, um welche die kalorimetrische Kohlenstoffbestimmung des gehärteten Stahles zu niedere Resultate ergab; [1]) die Menge an Martensit, Perlit und Ferrit endlich wurden mittels Planimetermessungen bestimmt. [2])

---

1) Siehe Erster Teil, Drittes Buch.

2) Siehe Erster Teil, Zweites Buch.

Wie man sieht, bewegen sich Härte, Festigkeit und Kohlenstoffabgang in demselben Sinne. Oberhalb Ar_2 sind dieselben annähernd konstant, fallen zwischen Ar_2 bis etwas unter Ar_1 plötzlich, um bei noch niederen Temperaturen abermals nahe konstant zu bleiben.

Die Bruchdehnung hingegen verhält sich gerade verkehrt: sie hat oberhalb Ar_1 einen fast konstanten Minimalwert, steigt von Ar_2 bis etwas unter Ar_1 plötzlich an und bleibt bei tieferen Temperaturen wieder nahe konstant.

Aus den zahlreichen Untersuchungen über die Einwirkung verschiedener Arten des Ausglühens mögen hier einige von A. Campion[1]) ausgeführte mitgeteilt werden:

a) Stahl von folgender Zusammensetzung:

Kohlenstoff (gewichtsanalytisch) . .	0,180 %
Silicium	0,121 „
Schwefel	0,050 „
Phosphor	0,073 „
Mangan	0,590 „
Arsen	0,026 „

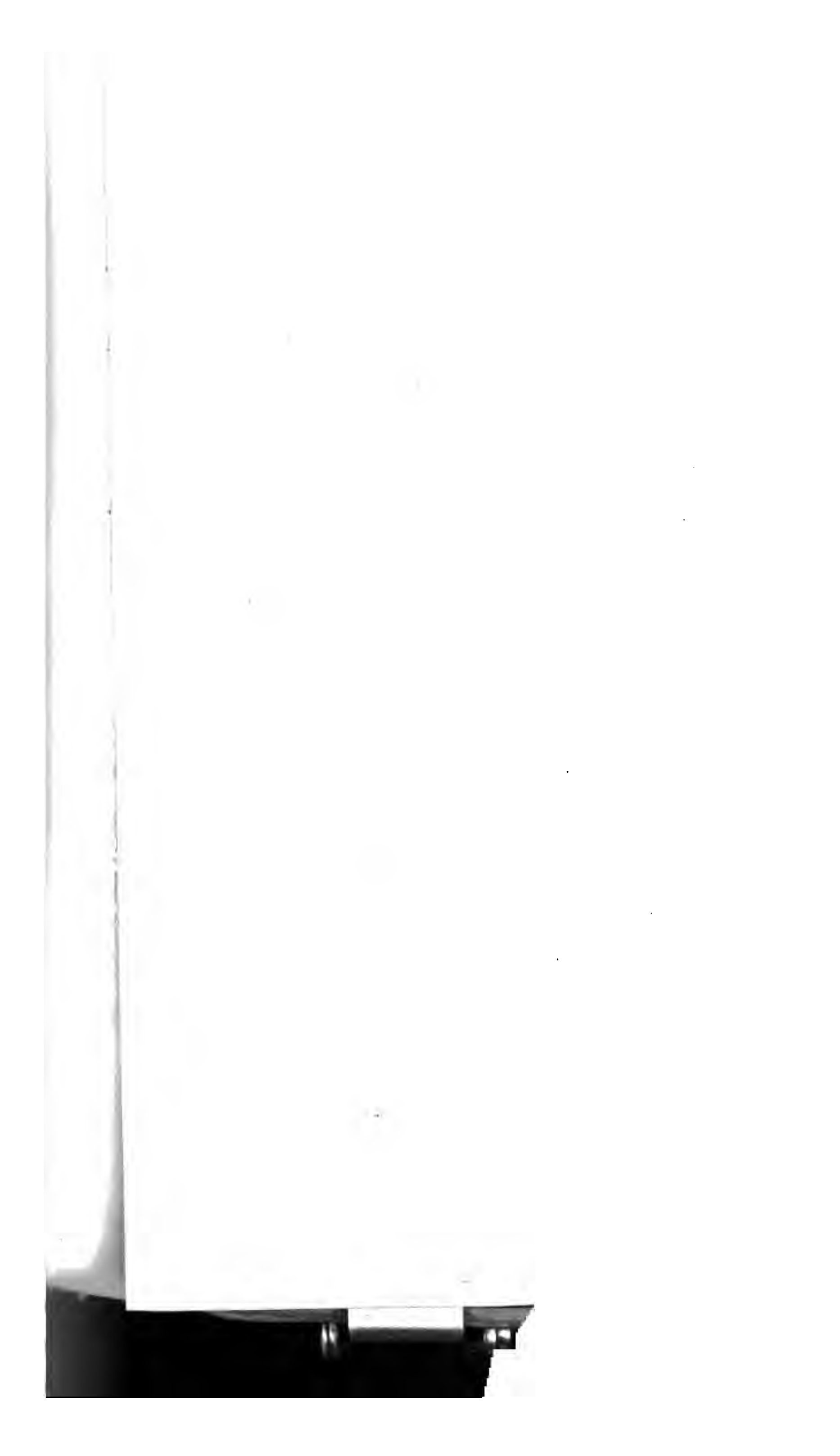
Nr.	Bruchfestigkeit in kg/mm²	Dehnung in % (3" engl. Markendistanz)	Elastizitätsgrenze in kg/mm²	Querschnittsverringerung in %
1	45,98	33,0	25,19	57,6
2	45,04	39,0	23,62	65,4
3	46,93	30,5	27,71	52,4
4	46,61	35,5	23,62	60,8
5	45,20	36,5	24,88	60,8
6	45,04	39,0	28,35	60,8
7	46,93	32,5	23,62	55,8
8	45,04	38,0	24,56	59,2
9	44,10	33,5	25,19	59,2
10	45,98	32,5	24,88	52,4
11	47,56	28,5	27,71	50,8

Beschreibung der Proben:

Nr. 1. Gewalzt. Lässt sich doppelt zusammenbiegen. Struktur grob und krystallinisch; körniger Perlit zugegen.

Nr. 2. In 25 Minuten auf 750° C. erhitzt, 2 Stunden bei dieser Temperatur erhalten, in 59 Minuten im Ofen auf 550° C. ab-

1) The Metallographist 1901, p. 53.



gekühlt, in 8 Minuten wieder auf 750° erhitzt, 2 Stunden bei dieser Temperatur erhalten, endlich in 71 Minuten in Sand auf 550° C. erkalten lassen.

Lässt sich selbst nach beträchtlichem Hämmern zweimal zusammenbiegen. Struktur sehr fein; kleine Ferritmaschen mit Perlit ausgefüllt.

Nr. 3. Ziemlich langsam angehitzt; 1 Stunde 35 Minuten auf 840° bis 870° C. erhalten, langsam in Sand abgekühlt, dann 34 Minuten auf 850° C. erhitzt und 62 Minuten im Sand auf 550° abkühlen lassen.

Beim doppelt Biegen mit krystallinischem Bruch gerissen.

Mikrostruktur grob krystallinisch (stärker als Nr. 1). Der Stahl war offenbar zu lange und zu hoch erhitzt worden.

Nr. 4. Ziemlich rasch angehitzt, 40 Minuten auf 840° bis 860° C. erhalten, im geschlossenen Ofen langsam abgekühlt, nochmals 20 Minuten auf 850° erhitzt und in 1 Stunde 15 Minuten auf 550° abgekühlt.

Ziemlich feine, aber deutlich krystallinische Struktur.

Die Probe liess sich doppelt biegen, bekam aber nach zwei oder drei Hammerschlägen Risse.

Nr. 5. 23 Minuten angehitzt, 20 Minuten auf 840° C. erhalten, in 68 Minuten in Sand auf 550° C. abgekühlt.

Die Probe liess sich doppelt biegen; die Struktur war gröber als Nr. 4; aber nicht krystallinisch.

Nr. 6. 28 Minuten angehitzt, 1 Stunde auf 760° bis 790° C. erhalten, dann in 61 Minuten im Sand auf 550° C. gekühlt.

Liess sich selbst nach dem Hämmern ohne Riss doppelt biegen. Struktur ziemlich fein, doch nicht so fein als Nr. 2.

Nr. 7. 1 Stunde 5 Minuten angehitzt, 1 Stunde 5 Minuten auf 740° bis 780° C. erhalten, dann in 24 Minuten auf 550° C. gekühlt.

Riss beim doppelt Biegen. Struktur grob und krystallinisch, ähnlich wie bei Nr. 1.

Nr. 8. 25 Minuten angehitzt, 30 Minuten auf 750° bis 780° C. erhalten, in 58 Minuten auf 550° C. erkaltet.

Lässt sich sehr gut doppelt biegen; Struktur ziemlich fein, aber nicht so fein als Nr. 6.

Nr. 9. 23 Minuten angehitzt, $^1/_2$ Stunde auf 690° bis 720° C. erhalten, in 57 Minuten auf 550° erkaltet.

Nr. 10. 22 Minuten angehitzt, $^1/_4$ Stunde auf 750° C. erhalten, in 54 Minuten auf 550° C. erkaltet; während der Abkühlung etwa 20 Minuten auf 670° bis 640° C. erhalten.

Ohne Risse doppelt biegbar; Struktur feinkörnig, aber nicht feiner als Nr. 2; Ferrit in kleinen Maschen.

Nr. 11. 25 Minuten angehitzt, 1 Stunde auf 760° bis 790° C. erhalten, dann in 18 Minuten auf 550° C. abgekühlt.

Die Probe liess sich gut doppelt biegen; Struktur feinkörnig, die Ferritkörner klein, aber gegen die Mitte der Stange an Grösse zunehmend.

b) Stahl der Zusammensetzung:

Kohlenstoff (kolorimetrisch)	0,360 %
Silicium	0,075 „
Schwefel	0,038 „
Phosphor	0,039 „
Mangan	0,752 „
Arsen	nicht bestimmt

ergab folgende Resultate:

Nr.	Bruchfestigkeit in kg/mm²	Dehnung in % (3" engl. Markendistanz)	Elastizitätsgrenze in kg/mm²	Querschnittsverringerung in %
1	61,28	31,6	32,91	55,7
2	61,89	28,6	33,07	52,6
3	58,74	31,0	31,66	58,2
4	60,66	30,3	32,91	52,8
5	64,41	30,3	34,17	54,0

Nr. 1. 21 Minuten angehitzt, $^1/_2$ Stunde auf 700° bis 720° C. erhalten, in 54 Minuten auf 550° C. erkaltet.

Die Probe liess sich gut doppelt biegen; Struktur fein; Ferrit in kleinen Maschen; Perlit in Lamellen.

Nr. 2. 23 Minuten angehitzt, 2 Stunden auf 730° bis 760° C. erhalten, in 1 Stunde 10 Minuten auf 550° abgekühlt, dann 9 Minuten wieder angehitzt, 1 Stunde 40 Minuten auf 730° bis 760° erhalten, schliesslich in $1^1/_2$ Stunden auf 550° C. erkaltet.

Liess sich fast doppelt biegen, bevor es brach; Struktur nicht so fein wie Nr. 1, aber feiner als Nr. 3, 4 und 5.

Nr. 3. 13 Minuten angehitzt, 3 Stunden auf 610° bis 650° C. erhalten, dann in etwa 1 Stunde (in Kalk) auf 550° C. erkaltet.

Die Probe brach beim Biegen um 168°; Struktur grob und krystallinisch, Ferrit in grossen Maschen (aber nicht so gross wie Nr. 5).

Nr. 4. 23 Minuten angehitzt, 35 Minuten auf 900° C. erhalten, in 1 Stunde 17 Minuten auf 550° C. abgekühlt.

Die Probe brach beim Biegen um 130°; Struktur grob und krystallinisch.

Nr. 5. Gewalzt, ohne weitere Behandlung. Liess sich fast doppelt biegen, bevor es brach; Struktur grob; Ferrit in grossen Maschen.

c) Stahl der Zusammensetzung:

Kohlenstoff (gewichtsanalytisch) . .	0,313 %
Silicium	0,093 „
Schwefel	0,047 „
Phosphor	0,063 „
Mangan	0,600 „
Arsen	0,041 „

ergab die folgenden Resultate:

Nr.	Bruchfestigkeit in kg/mm²	Dehnung in % (3" engl. Markendistanz)	Elastizitätsgrenze in kg/mm²	Querschnittsverringerung in %
1	55,43	30,0	31,33	54,8
2	54,21	32,0	31,33	55,6
3	53,74	31,0	31,18	55,6
4	55,43	31,0	31,50	55,6
5	55,43	32,0	34,17	57,2
6	55,91	29,3	29,45	51,9
7	55,12	30,5	28,82	52,1

Nr. 1. Gewalzt. Brach nach fast doppelter Biegung. Struktur ziemlich grob mit schönen Ferritkörnern.

Nr. 2. 20 Minuten Anhitzen, 25 Minuten bei 700° C. erhalten, in 43 Minuten auf 550° C. erkaltet.

Lässt sich gut doppelt biegen; Struktur sehr fein, Ferrit in kleinen Maschen, Perlit fein gestreift.

Nr. 3. 13 Minuten angehitzt, 40 Minuten auf 650° bis 670° C. erhalten, in $1^1/_4$ Stunden auf 550° erkaltet, dann 70 Minuten wieder angehitzt, 40 Minuten auf 650° bis 670° C. erhalten und in 52 Minuten auf 550° C. abgekühlt.

Lässt sich gut doppelt biegen; Mikrostruktur sehr fein, ähnlich wie bei Nr. 2.

Nr. 4. 21 Minuten angehitzt, $^1/_2$ Stunde auf 800° erhalten, in 27 Minuten auf 560° C. erkaltet.

Lässt sich gut doppelt biegen; Struktur ziemlich grob, Ferrit in grösseren Maschen, als bei Nr. 2 und 3, aber in kleineren als bei Nr. 1.

Nr. 5. 13 Minuten angehitzt, 1 Stunde auf 700° bis 740° C. erhalten, dann in 48 Minuten auf 550° C. erkaltet.

Lässt sich gut doppelt biegen; Struktur sehr fein, fast wie bei Nr. 2 und 3.

Nr. 6. $^1/_4$ Stunde angehitzt, $3^1/_2$ Stunde auf 900° C. erhalten, in 67 Minuten auf 550° erkaltet.

Brach nach fast doppelter Biegung; Struktur sehr grob, mit grossen Ferritmaschen.

Nr. 7. 19 Minuten anhitzen, $2^1/_4$ Stunden auf 800° bis 850° C. erhalten, in 1 Stunde auf 550° C. erkaltet.

Brach beim Biegen um 170°; Struktur ziemlich grob, grösser und mehr krystallinisch als bei Nr. 1.

d) Stahl mit:

Kohlenstoff (gewichtsanalytisch) . . .	0,440 %
Silicium	0,093 „
Schwefel	0,037 „
Phosphor	0,074 „
Mangan	0,580 „
Arsen	0,087 „

ergab folgende Resultate:

Nr.	Bruchfestigkeit in kg/mm²	Dehnung in % (3″ engl. Markendistanz)	Elastizitätsgrenze in kg/mm²	Querschnittsverringerung in %
1	69,30	24,0	37,01	31,8
2	64,88	25,0	35,44	38,0
3	64,26	25,6	34,65	38,5
4	65,20	26,0	34,81	40,0
5	64,26	26,0	34,81	38,2
6	60,79	21,6	34,81	41,8
7	64,26	27,3	34,96	41,6
8	59,85	22,6	32,44	47,2
9	62,05	22,6	35,12	40,0

Nr. 1. Gewalzt. Brach beim Biegen um 100° mit krystallinischem Bruche. Struktur sehr grob; Ferrit in grossen Maschen.

Nr. 2. 26 Minuten angehitzt, $^1/_4$ Stunde auf 800° C. erhalten, in 64 Minuten auf 580° C. erkaltet.

Brach beim Biegen um 130°, Bruch krystallinisch. Struktur grob, sehr grosse Ferritmaschen.

Nr. 3. 20 Minuten angehitzt, $1^1/_2$ Stunden auf 700° bis 740° C. erhalten, in 54 Minuten auf 600° C. abgekühlt.

Brach beim Biegen um 150°, Bruch ziemlich schön. Struktur mässig fein, Körner von ungleicher Grösse.

Nr. 4. 1 Stunde 35 Minuten angehitzt, 20 Minuten auf 720° C. erhalten, in 60 Minuten auf 550° C. abgekühlt.

Liess sich doppelt biegen und zeigte nur schwache Risse. Struktur feinkörnig, Ferritmaschen im allgemeinen klein.

Nr. 5. 20 Minuten angehitzt, 55 Minuten auf 620° bis 650° C. erhalten, in 61 Minuten auf 550° C. erkaltet.

Liess sich vollkommen gut doppelt biegen, ohne jeden Riss. Struktur sehr fein, Ferritkörner sehr klein, Perlit schön entwickelt.

Nr. 6. 15 Minuten anhitzen, 5 Minuten auf 660° C. erhalten, in 63 Minuten auf 550° C. abgekühlt.

Brach beim Biegen um 135°; Struktur grob, grosse Ferritmaschen, ähnlich wie bei Nr. 2. Offenbar dauerte die Erhitzung zu kurz, um eine vollständige Gefügeänderung zu bewirken.

Nr. 7. 16 Minuten anhitzen, $2^1/_4$ Stunden auf 610 bis 650° C. erhalten, in 35 Minuten auf 550° C. abgekühlt.[1]

Die Probe liess sich doppelt biegen und zeigte nur einen sehr schwachen Riss. Struktur sehr fein (ähnlich wie Nr. 5), Ferrit und Perlit sehr innig gemischt.

Nr. 8. 27 Minuten angehitzt, $^1/_2$ Stunde auf 700° bis 730° C. erhalten, in 31 Minuten auf 600° C. abgekühlt.

Brach beim Biegen um 165°; Struktur fein, sehr ähnlich wie bei Nr. 3.

Nr. 9. 14 Minuten angehitzt, 6 Stunden auf 670 bis 710° C. erhalten (die Zeit der Abkühlung auf 550° ist nicht angegeben).

Brach beim Biegen um 150°; Struktur nicht ganz so fein wie bei Nr. 3, 4, 5 und 7, aber zwischen Nr. 4 und Nr. 8.

---

1) Der Sand, in welchem die Probe zum Abkühlen eingebettet wurde, war vorher auf 500° C. erhitzt worden.

Zum Schlusse dieses Kapitels mögen noch nach Ledebur[1]) einige Untersuchungen über die Blaubrüchigkeit des schmiedbaren Eisens angeführt werden.

Erst seit einigen Jahrzehnten kennt man die Neigung des Eisens, in einer etwas unterhalb der Rotglühhitze liegenden Temperatur spröder zu werden, als bei darunter oder darüber liegenden Temperaturen. Man hat diese Eigenschaft Blaubrüchigkeit genannt, weil bei dieser Temperatur das Eisen blau anläuft, wenn man den Glühspahn entfernt. Bearbeitet man das Eisen bei dieser Temperatur durch Hammerschläge, durch Pressen oder Walzen, so tritt die Gefahr ein, dass Risse entstehen, welche, anfänglich unbeachtet, zu späterem Bruche Veranlassung geben können.

Schon die in den früheren Kapiteln mitgeteilten Untersuchungen über die Festigkeitseigenschaften des Eisens bei höheren Temperaturen zeigen, dass das Material bei bestimmten Temperaturen bei hoher Zugfestigkeit eine auffallend geringe Querschnittsverminderung und Dehnung besitzt.[2])

Auch Huston, welcher Zugfestigkeitsversuche zu dem besonderen Zwecke anstellte, die Festigkeitseigenschaften des schmiedbaren Eisens bei 300° und 500° C. mit denen bei gewöhnlicher Temperatur zu vergleichen, fand, dass die Festigkeit bei 300° um 5,6 bis 21,0 % grösser, die Querschnittsverringerung um 10,8 bis 39,6 % geringer war als in gewöhnlicher Temperatur.

Deutlicher noch als bei der Prüfung auf Zugfestigkeit zeigt sich die Erscheinung der Blaubrüchigkeit, wenn das Eisen auf Biegung beansprucht oder wenn es Schlagwirkungen ausgesetzt wird. Wallrand, welcher mit verschiedenen Eisen- und Stahlsorten Biegeversuche anstellte,[3]) beobachtete, dass Stäbe, die sich kalt um 180° biegen und flach zusammenschlagen liessen, bei einem Winkel von 90° oder wenig darüber brachen, wenn man sie in einer Temperatur von 325° derselben Behandlung unterzog. Am wenigsten empfindlich erwies sich schwedisches Frischfeuereisen gegen die Blauwärme.

---

1) Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing., Bd. 40.

2) Siehe die Versuche von Kollmann, Howard und der königl. techn. Versuchsanstalt in den früheren Kapiteln.

3) Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. 1886, S. 138.

Ähnliche Versuche, zugleich zu dem Zwecke, das Verhalten von Schweisseisen und Flusseisen zu vergleichen, wurden im Jahre 1886 durch E. Grosse in der Hauptwerkstätte der kgl. Eisenbahndirektion Köln angestellt.[1] Man benutzte Bleche, teils aus Martin-, teils aus Schweisseisen gefertigt, aus welchen Stäbe von gleichen Abmessungen (400 × 50 mm) ausgeschmiedet wurden. In gewöhnlicher Temperatur liessen sich die Flusseisenproben um 180° biegen und glatt zusammenschlagen, ohne einen Anbruch zu zeigen; in Blauwärme brachen die Stäbe, als man sie um einen Dorn von 40 mm Durchmesser bog, bei 50°, 120° und 140°. Das geprüfte Schweisseisen verhielt sich bereits in der Kälte ungünstiger als das Flusseisen und zeigte in Blauwärme ebenfalls Verringerung seiner Biegungsfähigkeit. Bei dem Strecken unter der Finne eines Dampfhammers verhielt sich das Flusseisen in der Kälte tadellos, bekam aber in Blauwärme Kantenrisse; ein in Blauwärme geschmiedeter Stab brach später beim Geraderichten im erkalteten Zustande ab und zeigte grobkörnigen Bruch.[2] Das Schweisseisen liess auch bei diesem Versuche weniger deutliche Unterschiede erkennen, da es schon beim Strecken in der Kälte Kantenrisse bekam.

Für die Beurteilung der Blaubrüchigkeit sind ausserdem Versuche beachtenswert, welche durch A. Le Chatelier angestellt wurden, um das Verhalten von Eisen und Stahl bei verschiedenen Temperaturen zu untersuchen und bei denen auch der Einfluss in besondere Berücksichtigung gezogen wurde, welchen die Zeitdauer des Versuches auf das Ergebnis übt.[3] Je kürzer die Zeitdauer ist, desto ähnlicher wird der Einfluss der Beanspruchung durch Belastung der Wirkung eines Schlages; dass aber die Metalle, zumal das Eisen, ein sehr abweichendes Maass von Widerstandsfähigkeit besitzen können, je nachdem sie durch ruhige Belastung oder durch Schläge beansprucht werden, ist bekannt.

Die in wagrechter Lage geprüften Stäbe wurden durch Verbrennungsgase in einem für diesen Zweck besonders vorgerichteten Ofen erhitzt, welcher die Erhitzung auch während der Prüfung

---

1) Glaser's Annalen, Bd. **20**, S. 21.

2) Hiernach scheint das Eisen bei der vorausgehenden Erwärmung allerdings überhitzt worden zu sein.

3) André Le Chatelier: Rapport sur l'influence de la temperature sur les propriétés mecaniques des métaux. Paris 1892. Versuche desselben Forschers mit Drähten, siehe Compt. Rend. **109** (1889), p. 58.

selbst ermöglichte; zu den Temperaturmessungen diente das bekannte Pyrometer von H. Le Chatelier.

Fig. 61 zeigt die bei langsamer und bei rascher Prüfung gefundenen Bruchbelastungen. Zwischen 100° und 250° geben die raschen Versuche die geringste Bruchfestigkeit, aber die beträchtlichsten Dehnungen;[1]) über 300° tritt das entgegengesetzte Verhältnis ein. Das Metall wird spröde, wenn Dehnung und Querschnittsverminderung kleiner werden. Die Temperatur aber, bei welcher die Sprödigkeit ihr höchstes Maass erreicht, ist wiederum von der Geschwindigkeit der Beanspruchung abhängig. Bei langsamer Belastung liegt sie bei etwa 300° bis 350°; bei sehr rasch

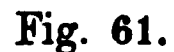
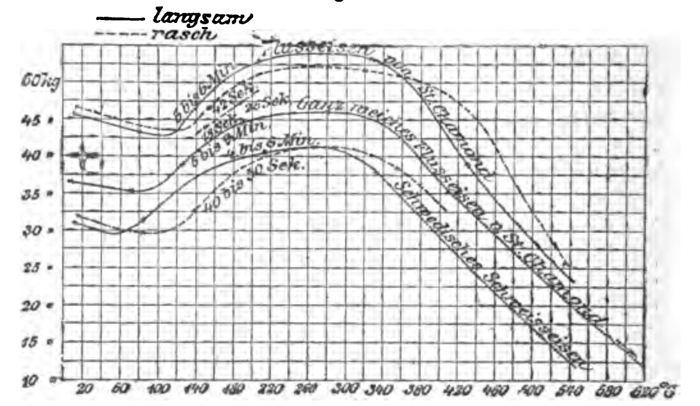


Fig. 61.



verlaufenden Einwirkungen — Schlägen — kann sie weit höher liegen, unter Umständen 500° erreichen. Deshalb muss beim Schmieden unter dem Hammer das Metall mindestens 600° warm sein; wahrscheinlich ist es, dass bei der Bearbeitung unter der Presse eine weniger hohe Temperatur noch ungefährlich bleibt.

---

1) Leider sind die Werte der Dehnungen und Querschnittsverringerungen nicht besonders angegeben; bei langsamen Versuchen erhielt man für das Verhältnis $\frac{S_1}{S}$ $\left(\frac{\text{Bruchquerschnitt}}{\text{ursprünglichen Querschnitt}}\right)$ folgende Zahlen:

bei 15°	75°	190°	280°	350°	410°	470°	800°
0,340	0,392	0,434	0,473	0,559	0,435	0,316	0,017

Im Widerspruche mit der Beobachtung Le Chatelier's über die Schmälerung der Festigkeit durch Beschleunigung der Versuche in Temperaturen zwischen 100° und 250° steht die Angabe Howard's, nach welcher bei 150° der rascheste Versuch die grössten Festigkeitsziffern lieferte.

Fünfzehntes Kapitel.

Schlussbetrachtungen.

Die im vorliegenden Teile dieses Buches besprochenen Erscheinungen nötigen uns zu der Annahme, dass auch den Teilchen der festen Körper eine gewisse Beweglichkeit zukommen müsse. Dieselbe äussert sich nicht allein in schwingenden und drehenden Bewegungen der Teilchen, sondern es müssen auch — wie die Vorgänge der Cementation, die Abscheidung bezw. Wiederauflösung von Ferrit und Cementit, die gegenseitige Umwandlung von Perlit, Troostit, Martensit und Austenit lehren — fortschreitende Bewegungen auftreten.

Diese Beweglichkeit oder genauer genommen, die Schnelligkeit dieser Bewegungen sinkt mit der Temperatur, und unterhalb bestimmter Temperaturen tritt eine relative Starrheit der Masse ein.

Der Übergang von der verhältnismässig grossen Beweglichkeit bei höheren Temperaturen zur relativen Starrheit bei niederen Temperaturen scheint eben durch ganz bestimmte Grenztemperaturen vermittelt zu werden, die von der Natur der betreffenden Körper abhängen.

Gewisse Vorgänge, wie die Aufnahme von Kohlenstoff bei der Cementation, die Umwandlung von Perlit in Troostit und Martensit und umgekehrt verlangen eben eine gewisse Beweglichkeit der Moleküle, können sich also unter bezw. über einer gewissen Temperatur nicht vollziehen. Genau dasselbe gilt auch vom Wachsen der Korngrösse. Ein solches kann nur dann stattfinden, wenn die Teilchen eine hinreichende Beweglichkeit besitzen, um den anziehenden und orientierenden Kräften der Krystallbildung folgen zu können.

Es bleibt noch die Frage zu erörtern, warum grobes Krystallkorn sich beim Erhitzen auf eine bestimmte Temperatur in feines verwandelt. Wie wir gesehen haben, tritt dieses Kleinwerden der Perlitkörner nur dann auf, wenn das Metall bis A_1 erhitzt wurde, wenn also der Perlit, d. i. das Gemenge aus Ferrit und Cementit in Martensit (oder Troostit), d. i. eine homogene Lösung dieser beiden Bestandteile übergeht. Diese Lösung entsteht offenbar an den verschiedensten Stellen eines Perlitkorns

gleichzeitig, so dass das Perlitkorn hierbei in zahlreiche Martensit- oder Troostitkörner zerfällt, deren jedes sich bei der nachfolgenden langsamen Erkaltung in ein eigenes Perlitkorn umwandelt, so dass jetzt statt der ursprünglich vorhandenen relativ wenigen, aber grossen, zahlreiche sehr kleine Perlitkörner auftreten müssen.

Dies gilt für Stahlsorten, in deren Zusammensetzung der Perlit vorwaltet. Für die Grössenänderungen, welche die Ferritkörner nach den Beobachtungen von Stead in sehr kohlenstoffarmen Eisensorten erleiden, lässt sich einstweilen noch keine ganz befriedigende Erklärung geben. Hingegen ist es klar, dass in solchen Fällen, wo Ferrit und Perlit in annähernd gleichen Mengen auftreten, eine Komplikation der Verhältnisse eintreten muss, weil neben der parallel zueinander selbständig auftretenden Grössenänderungen der Ferrit- und Perlitkörner beim Erhitzen auf höher als A_1 liegenden Temperaturen in den bei A_1 entstehenden Martensitkörnern stets wachsenden Mengen von Ferrit gelöst werden, die bei der nachfolgenden Abkühlung wieder zur Ausscheidung kommen, und weil es von den Umständen abhängen wird, ob sich dieser Ferrit nur an den noch übrig gebliebenen Ferritkörnern oder auch um neu entstehende Krystallisationszentren herum ablagern wird. Bei Stahl mit 0,343 % Kohlenstoff tritt nach den Untersuchungen Morse's von 900° C. ab eine bemerkenswerte Änderung der Verhältnisse ein. Während nämlich beim Erhitzen auf weniger als 900° C., oder wenn beim Erhitzen diese Temperatur gerade erreicht worden war und dann sofort Abkühlung erfolgte, die Ferritkörner eine rundliche Gestalt zeigen und nur mit steigender Temperatur an Grösse etwas abnehmen,[1] zeigen die Ferritkörner bei längerem Erhitzen auf 900° oder beim Erhitzen auf höhere Temperaturen deutlich langgestreckte, polygonale Formen (Fig. 62 bis 67, Tafel XVIII bis XIX). Die Ferritkorngrösse wächst mit der Länge der Erhitzung und der Höhe der Erhitzungstemperatur. Dies lässt sich wohl ganz gut daraus erklären, dass bei Temperaturen über 900° (oder auch bei längerem Erhitzen auf diese Temperatur) auch die letzten Reste des vorhandenen Ferrit gelöst wurden, und dass bei der nachfolgenden langsamen Abkühlung zufolge der grossen Beweglichkeit der Teilchen eine ruhige und regelmässige Krystallisation des Ferrites Platz greift.

1) Was dafür spricht, dass sich während der Abkühlung neue Krystallisationszentren für den Ferrit bilden.

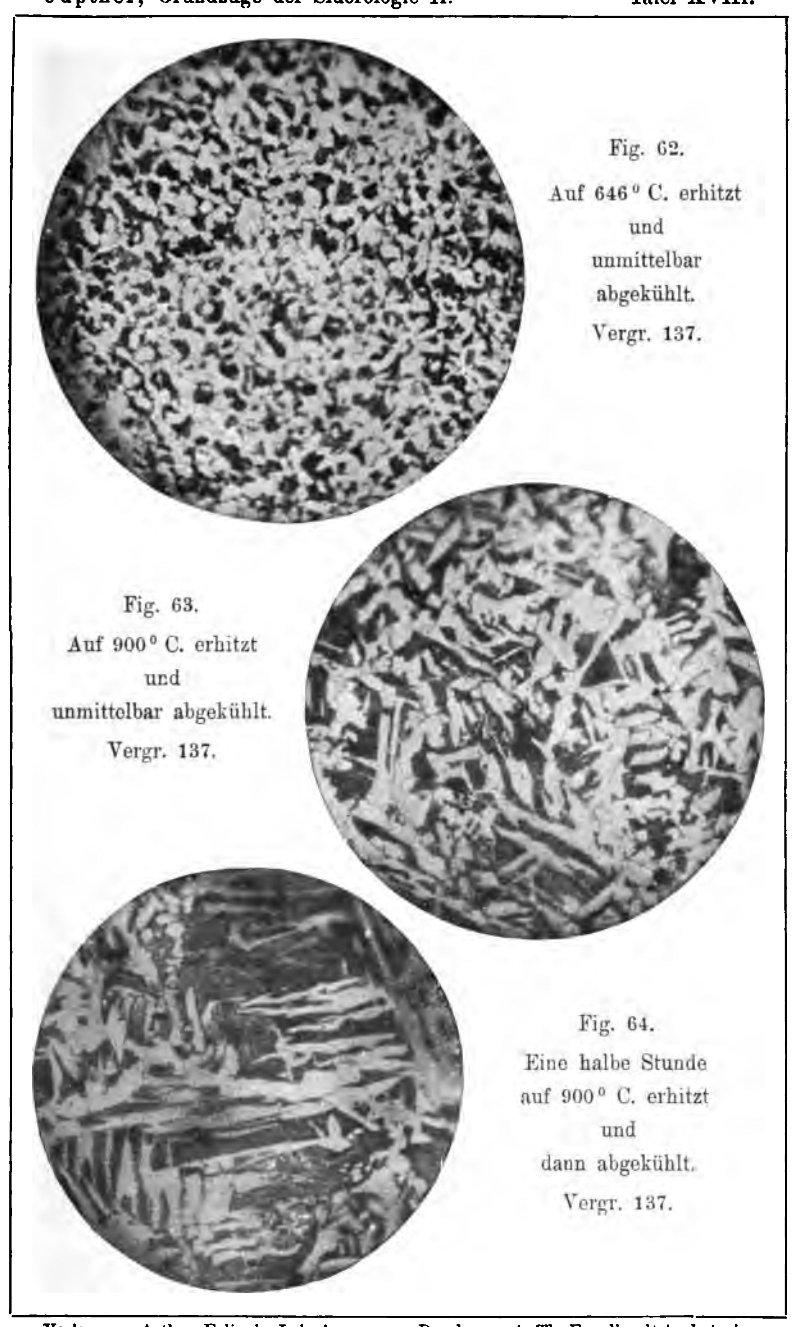


Fig. 62.
Auf 646° C. erhitzt und unmittelbar abgekühlt.
Vergr. 137.

Fig. 63.
Auf 900° C. erhitzt und unmittelbar abgekühlt.
Vergr. 137.

Fig. 64.
Eine halbe Stunde auf 900° C. erhitzt und dann abgekühlt.
Vergr. 137.

Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Druck von A. Th. Engelhardt in Leipzig.

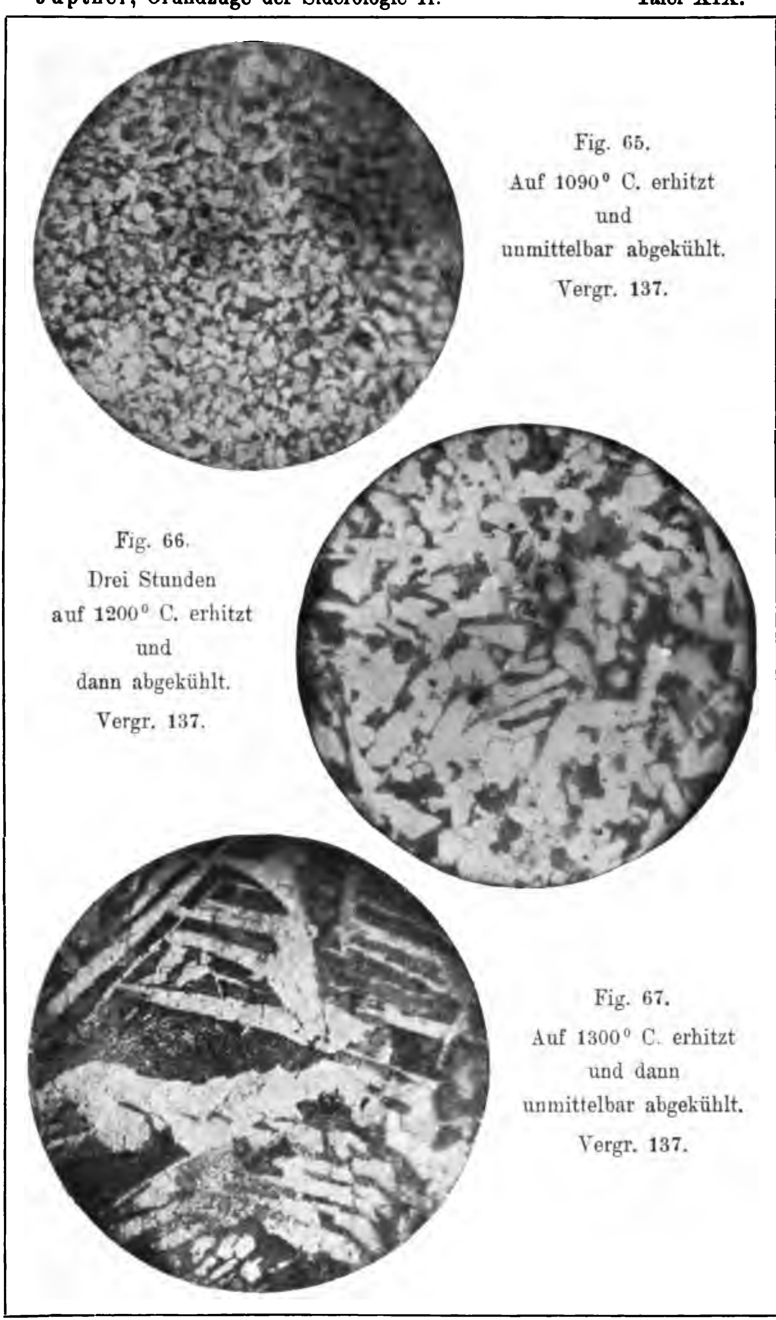


Fig. 65.
Auf 1090° C. erhitzt
und
unmittelbar abgekühlt.
Vergr. 137.

Fig. 66.
Drei Stunden
auf 1200° C. erhitzt
und
dann abgekühlt.
Vergr. 137.

Fig. 67.
Auf 1300° C. erhitzt
und dann
unmittelbar abgekühlt.
Vergr. 137.

Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Druck von A. Th. Engelhardt in Leipzig.

Wenn wir nun den Zusammenhang zwischen der Konstitution der Eisenlegierungen, ihrer Korngrösse und ihren mechanischen Eigenschaften klarlegen wollen,[1]) so ist es uns von vornherein klar, dass die morphologische Konstitution bis zu einem gewissen Grade durch die chemische Zusammensetzung des Metalles bestimmt wird und nur durch die thermische Behandlung desselben bestimmte Modifikationen erleiden kann. So besteht langsam gekühlter Stahl mit 0,8 bis 0,9 % Kohlenstoff nur aus Perlit; enthält er weniger Kohlenstoff, so tritt neben demselben noch Ferrit, enthält er mehr Kohlenstoff, so tritt daneben noch Cementit auf. Das Vorhandensein anderer Elemente bewirkt gewisse Veränderungen in der Zusammensetzung und den Eigenschaften dieser Formelemente oder das Auftreten neuer, bisher noch nicht mit eigenem Namen bezeichneter Gebilde. Ebenso bewirken gewisse thermische Behandlungen, dass der Perlit ganz oder teilweise durch Troostit, Martensit u. s. w. ersetzt wird und dass die Menge des daneben vorhandenen Ferrites oder Cementites sich verringert oder ganz verschwindet. Alle diese Erscheinungen müssen natürlich auch die Eigenschaften des Metalles ändern.

Die vorherrschenden Formelemente (bei sehr weichem Eisen Ferrit, bei mittelhartem Perlit, bei sehr hartem Cementit, bei gehärtetem Stahl Martensit u. s. w.) üben natürlich auf die physikalischen Eigenschaften einen hervorragenden Einfluss aus und bedingen sozusagen den Charakter des Metalles. Aber auch die Einwirkung der untergeordneten Bestandteile, sozusagen der Füllstoffe zwischen den Körnern der Hauptmasse ist eine recht bedeutende und bedingt sehr wichtige Modifikationen gerade der technisch beachtenswertesten Eigenschaften.

Hierher gehören beispielsweise die Unterschiede in den Eigenschaften von weissem und grauem Roheisen gleicher Zusammensetzung. Hier wirkt das Auftreten des Graphites teils direkt, indem er an vielen Stellen den unmittelbaren Zusammenhang der Metallmasse unterbricht, teils indirekt, indem hierdurch der Kohlenstoffgehalt der eigentlichen Metallmasse verringert und somit das Verhältnis zwischen Perlit und Cementit zu Gunsten des ersteren verändert wird. In gleichem Sinne wirkt die durch lange

1) Hierbei darf jedoch nicht vergessen werden, dass nach den Untersuchungen Heyn's (siehe Elftes Kapitel dieses Buches) bezüglich der Korngrösse des Ferrites noch weitere Messungen abzuwarten sind.

andauerndes Ausglühen bewirkte Abscheidung von Temperkohle, die sogar soweit gehen kann, dass im Metalle Ferrit auftritt.

Hierher gehört ferner die Einwirkung des Schwefels (Rotbruch), der vermutlich der Hauptsache nach auf den niederen Schmelzpunkt der im Metalle ausgeschiedenen Schwefelverbindungen *FeS* und *MnS* zurückzuführen ist, indem bei den gefährlichen Temperaturen diese Körper als Flüssigkeit auftreten und so den Zusammenhalt der Metallkörner wesentlich verringern. Bei höheren Temperaturen verschwindet der Rotbruch wieder, wahrscheinlich weil dann diese Schwefelverbindungen bereits in den benachbarten Metallmassen gelöst wurden, so dass keine flüssige Zwischenlage mehr vorhanden ist.

Ähnlich wirkt auch der Sauerstoff, dessen Metallverbindungen (*FeO*, *MnO*) obwohl nicht geschmolzen, infolge ihrer geringen Festigkeit den Zusammenhalt der eigentlichen Metallmasse wesentlich verringern, die aber gleichfalls bei Weissglut gelöst zu werden scheinen, so dass sich sauerstoffhaltiges Metall bei hohen Temperaturen ganz gut verarbeiten lässt.

Die Wirkung des Phosphors (Kaltbruch) scheint auf folgende Ursache zurückzuführen zu sein. Das hier auftretende Phosphid (Fe_3P) scheint nämlich die Beweglichkeit der Teilchen des Martensites bei höheren Temperaturen wesentlich zu vergrössern, so dass unter der Einwirkung des Krystallisationsstrebens ein Anwachsen der Korngrösse resultiert (namentlich bei Flusseisen). Bei Schweisseisen macht sich dies weniger geltend, weil einerseits die Entstehungstemperatur desselben eine weit niedere ist, andererseits aber die Schlackenhüllen, welche die einzelnen Metallkörner voneinander trennen, dem Krystallisationsstreben entgegenwirken kann.

Der Zusammenhang zwischen Korngrösse und Festigkeit ist leicht verständlich. Wir wollen einfachheitshalber annehmen, die einzelnen Körner wären gleich gross, kugelförmig und so dicht aneinander gelagert, dass sie einander gegenseitig unmittelbar berühren. Wir erhalten so für grobes und feines Korn etwa ein Gefüge, wie es Fig. 68 u. 69, Tafel XX, darstellen. Die weiss gelassenen Kreise stellen die einzelnen Körner, die punktierten Flächen die Füllmasse dar. Sind auch die Annahmen, von welchen wir hier ausgehen, nicht streng richtig, so werden die

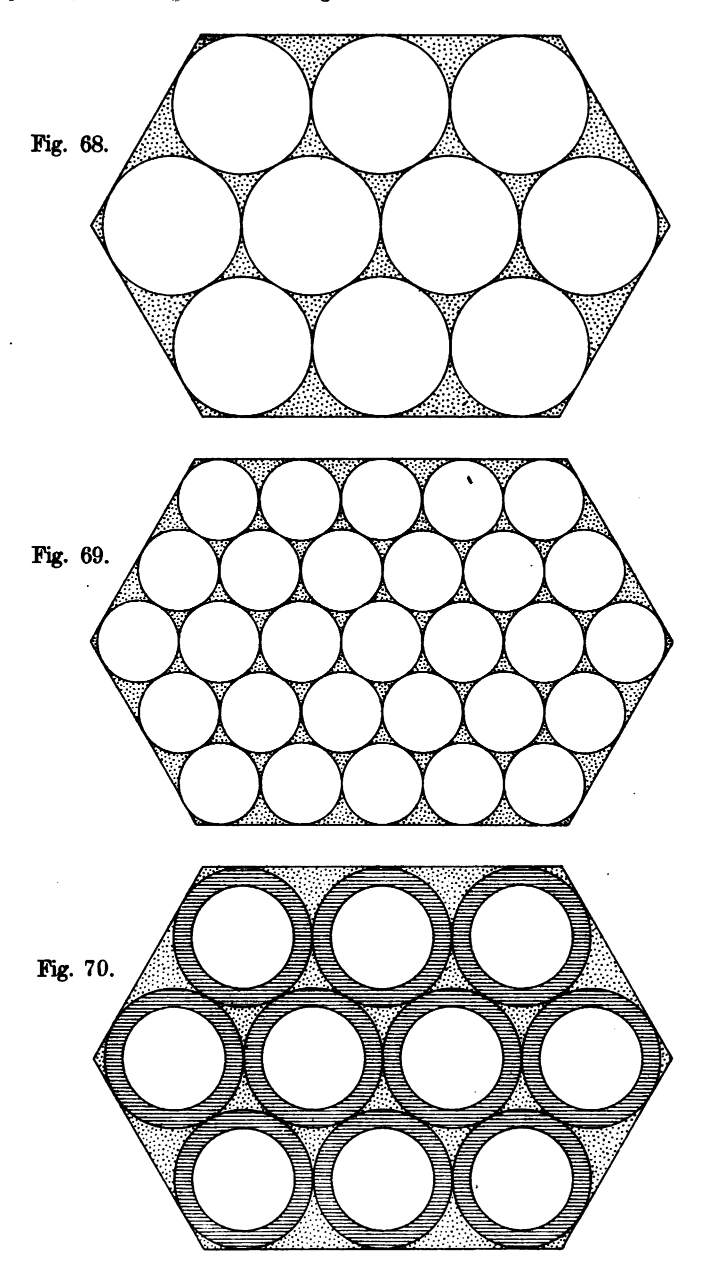


Fig. 68.

Fig. 69.

Fig. 70.

Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Techn.-art. Anst. von Alfred Müller in Leipzig.

beiden Figuren doch die obwaltenden Beziehungen erkennen lassen.

Die Betrachtung der beiden Schemata zeigt nun, dass (unter den mehrerwähnten Voraussetzungen):

1. ein und dasselbe Körpervolum ein um so grösseres Körnervolum enthält, je kleiner der Korndurchmesser wird, und

2. dass die Zahl der unmittelbaren Berührungspunkte zwischen den einzelnen in derselben Volumseinheit enthaltenen Körnern mit der Zahl der Körner, also mit abnehmender Korngrösse, erheblich wächst.

Da nun im allgemeinen die Adhäsion zwischen gleichartigen Körpern grösser ist als zwischen ungleichartigen, muss die Festigkeit, d. i. der Widerstand gegen das Auseinanderreissen der einzelnen Körner wachsen, wenn die Zahl der Berührungspunkte wächst, d. h. wenn die Korngrösse abnimmt, und das scheint nach Sauveur auch thatsächlich der Fall zu sein.

Schiebt sich zwischen die Füllmasse und die einzelnen (kugelförmigen) Körner noch eine, die letzteren umhüllende dünne Schicht von geringer Festigkeit und geringem Adhäsionsvermögen ein, z. B. ein Eisenoxydul- oder ein Schlackenhäutchen (Fig. 70, Tafel XX), so wird die Festigkeit gleichfalls verringert. Ebenso kann es natürlich nicht gleichgiltig sein, ob die Füllmasse diese oder jene Eigenschaften besitzt.

Die Festigkeit hängt somit ab:

1. von der Natur und Korngrösse des vorwaltenden Bestandteiles, und

2. von der Natur, Menge und Adhäsion der Füllmasse.

Nun hängt aber die Natur des vorwaltenden Bestandteiles (wenn wir einfachheitshalber nur von reinen Eisen-Kohlenstofflegierungen sprechen) vom Kohlenstoffgehalte ab. In sehr kohlenstoffarmen Eisenlegierungen ist es Ferrit, in kohlenstoffreichen Perlit, in sehr kohlenstoffreichen Cementit,[1]) und es wird

---

1) Hierauf liesse sich vielleicht eine rationelle Einteilung der Eisenkohlenstoff-Legierungen gründen, wenn man etwa in folgender Weise unterscheiden wollte:

Vorwaltender Bestandteil	Name
Ferrit	Eisen
Perlit	Stahl
Cementit	Weisses Roheisen.

somit die Festigkeit hauptsächlich bedingt durch die Krystallisationsverhältnisse von:

Ferrit . . . . bei sehr weichem Eisen,
Perlit . . . . „ Stahl,
Cementit . . . „ weissem Roheisen.

Modifizierend wirkt hierauf die Art der Füllmasse ein, welche ist:

Perlit . . . . bei sehr weichem Eisen,
Ferrit . . . . „ weichem Stahl,
Cementit . . . „ hartem „
Perlit . . . . „ weissem Roheisen.

Alle diese Formelemente besitzen eine bedeutende Festigkeit, aber ihr Adhäsionsvermögen scheint ein verschiedenes zu sein. Nach den Untersuchungen von Stead[1]) ist das Adhäsionsvermögen zwischen Ferrit und Perlit anscheinend ein weit grösseres als zwischen Perlit und Cementit. Die Festigkeit wird somit nicht nur mit abnehmender Korngrösse, sondern auch mit dem Kohlenstoffgehalte so lange wachsen müssen, bis zwischen den Perlitkörnern erhebliche Mengen von Cementit auftreten, was auch mit den Thatsachen vollkommen übereinstimmt.

Bei sehr weichen Eisensorten macht sich neben den eben besprochenen Verhältnissen noch die grosse Spaltbarkeit des Ferrites geltend, namentlich dann, wenn (wie Stead bei sehr weichen Eisenblechen, die ausgeglüht wurden, nachgewiesen hat),[2]) die Spaltungsflächen aller Ferritkörner gleich orientiert sind. In diesem Falle zeigt das Metall nach bestimmten Richtungen eine aussergewöhnlich kleine Festigkeit, indem der Bruch nicht zwischen den Körnern (Kornbrüchigkeit), sondern längs der Spaltflächen durch die Körner erfolgt (Spaltbrüchigkeit).

Etwas verwickelter werden die Verhältnisse in Bezug auf Querschnittsverminderung und Dehnung.

Einerseits ist hier die Natur der Füllmasse von bedeutendem Einflusse, indem dieselbe, wenn sie leicht nachgiebig ist, wie z. B. Hohlräume oder leicht schmelzbare Schwefelverbindungen bei entsprechender Temperatur, die Beweglichkeit der Teilchen erleichtern wird, während eine steife, feste Füllmasse hingegen dieselbe bedeutend erschwert; andererseits aber macht sich das gegenseitige

1) Siehe Erster Teil dieses Buches, S. 77.
2) Siehe Erster Teil dieses Buches, S. 90.

Adhäsionsvermögen zwischen den einzelnen Körnern untereinander, wie zwischen Körnern und Füllmasse u. s. w., geltend, indem die Formveränderung der beanspruchten Körper sofort zum Stillstande kommt, sobald die Festigkeit überwunden ist, d. h. sobald Bruch eintritt und somit der die Deformation bewirkende Zwang zu wirken aufhört.

Für dasselbe Material, d. h. bei gleicher Natur von Korn und Füllmasse müsste hiernach die Festigkeit und bei genügender Festigkeit auch Dehnung und Kontraktion mit abnehmender Korngrösse wachsen, weil die Teilchen sich um so leichter gegeneinander verschieben können, je kleiner sie sind. Diese theoretische Folgerung steht auch mit den Thatsachen (namentlich Sauveur's Beobachtungen) vollkommen in Übereinstimmung.

Für harte Stahlsorten, bei welchen die Füllmasse zwischen den Perlitkörnern aus dem harten und widerstandsfähigen Cementite besteht, muss eine Verringerung der Dehnung und Querschnittsverminderung stattfinden, weil diese harte und feste Füllmasse der Verschiebung der Perlitkörner einen bedeutenden Widerstand entgegensetzt und weil eine Kraft, welche gross genug ist, diesen Widerstand zu überwinden, auch schon die Adhäsion zwischen Perlit und Cementit aufhebt. Dieser Widerstand und damit die Sprödigkeit des Materiales wird um so grösser werden, je mehr Cementitfüllmasse vorhanden ist, je geringer also die Zahl der Berührungsstellen zwischen den einzelnen Perlitkörnern wird. Auch dies entspricht vollkommen den Thatsachen, da die Zähigkeit des harten Stahles mit wachsendem Kohlenstoffgehalte abnimmt.

Bezüglich der weichen Stahlsorten tritt jedoch noch ein anderer Faktor hinzu, dessen nähere Kenntnis wir den schönen Untersuchungen von E. Heyn[1]) und von J. A. Ewing und Walter Rosenhain[2]) verdanken.

E. Heyn sucht die Ursachen der Entstehung von Ätzfiguren[3]) in der verschiedenen Widerstandsfähigkeit, „welche die Masse eines

1) Mitteilgn. d. kgl. techn. Versuchsanstalten 1898 und Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing., Bd. 44.

2) „The crystalline Structure of Metals". Phil. Trans., Roy. Soc. of London **193**, p. 352; The Metallographist 1900, p. 94.

3) Siehe S. 320 dieses Buches.

krystallisierten Körpers der Einwirkung eines Ätzmittels in verschiedenen Richtungen entgegensetzt. Hat man nun einen Krystall vor sich, der vollkommen regelmässig, ohne jede Unterbrechung seiner Materie und ohne irgend welcher Beanspruchung ausgesetzt gewesen zu sein, aufgewachsen ist — und setzt man diesen der Wirkung eines ohne jede Nebenerscheinung wirkenden Ätzmittels aus — so müssen auf ein und derselben Fläche die Ätzfiguren in Bezug auf Gestalt, Grösse und Lage vollkommen gleichwertig und regelmässig ausgebildet sein. Beide idealen Voraussetzungen werden nun wohl gleichzeitig kaum je erfüllt werden, und jede Abweichung davon bedingt die Entstehung eines unregelmässigen, zum Teil nicht zu entziffernden Ätzgefüges, oder von besonders bevorzugten Ätzfiguren, Ätzgruben oder Ätzfurchen".

Als jene möglichen Ursachen, die durch den Aufbau des Krystalles selbst verursacht sind, führt er folgende an:

„a) Die Masse des Krystalles ist unterbrochen durch Einflüsse fremder Körper: Mutterlauge, Gase, Schlacken u. s. w. An allen solchen Stellen wird der Einwirkung des Ätzmittels eine grössere Oberfläche dargeboten; es ist unbedingt nötig, dass sich dort Ätzgruben bilden, die je nach der Art des Einschlusses sich mehr oder weniger dem allgemeinen Ätzgefüge anpassen."

„b) Der natürliche Aufbau des Krystalles ist durch äussere Kräfte während oder nach der Krystallisation gestört worden; ein Fall, welcher namentlich bei solchen Krystallen eintritt, die aus feuerflüssiger Masse, oder, wie beim Eisen, in einem bereits erstarrten Körper von hoher Hitze gebildet worden sind. Durch Zusammenziehung der Masse infolge der Abkühlung muss eine Verschiebung der kleinsten Teilchen der Krystalle stattfinden. Es kann dann vorkommen, dass das Ätzgefüge selbst auf einer und derselben Fläche eines Krystalles eine gewisse Verschiebung aufweist. Noch mehr muss aber eine Einwirkung auf das Ätzgefüge stattfinden, wenn ein aus Krystallkörnern zusammengesetzter Körper, wie z. B. Eisen, durch starke Beanspruchung bei gewöhnlichen Wärmegraden zum Fliessen gebracht wurde; in der Richtung des Fliessens muss eine Lockerung in der ursprünglich zusammenhängenden Masse erfolgen, welche sich bei der Tiefätzung durch zahlreiche, in der Fliessrichtung aneinandergereihte Ätzgruben (Ätzfurchen) sichtbar macht."

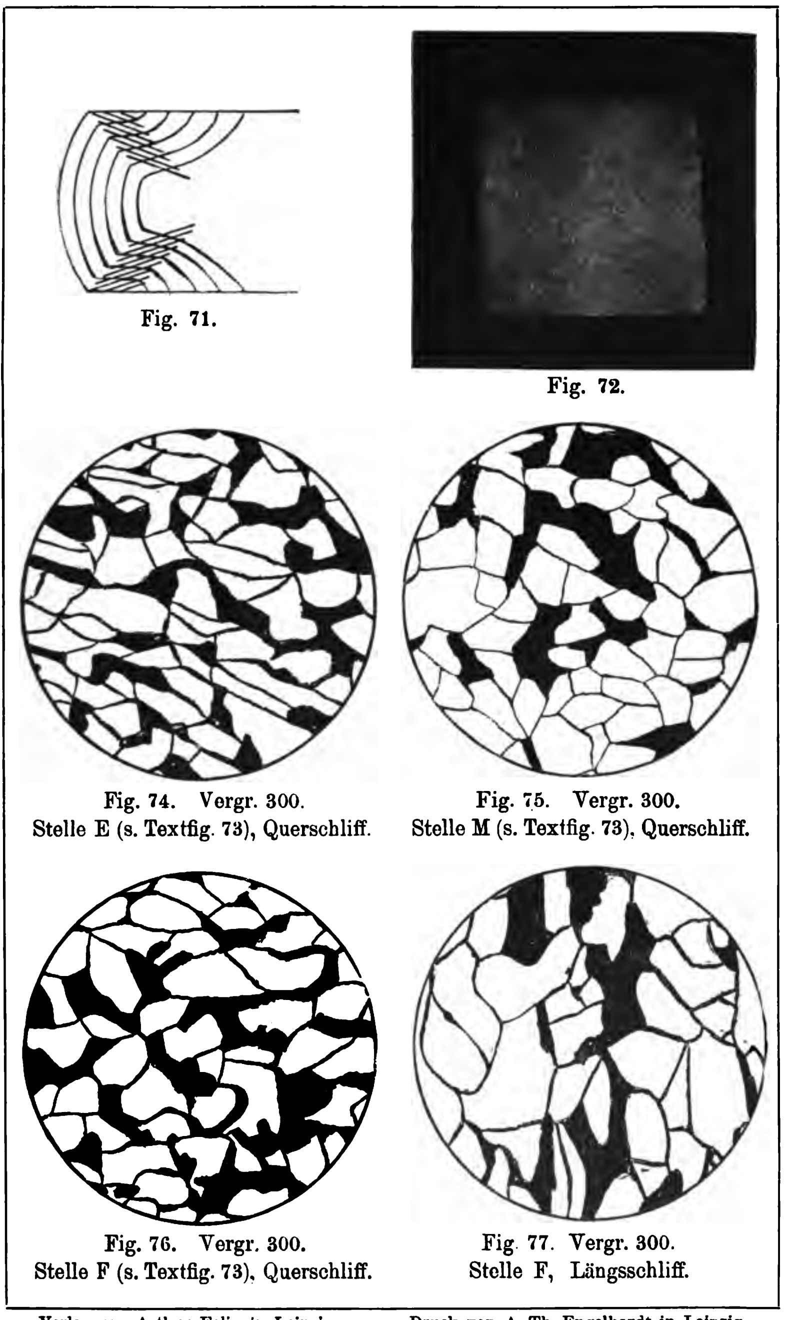


Fig. 71.

Fig. 72.

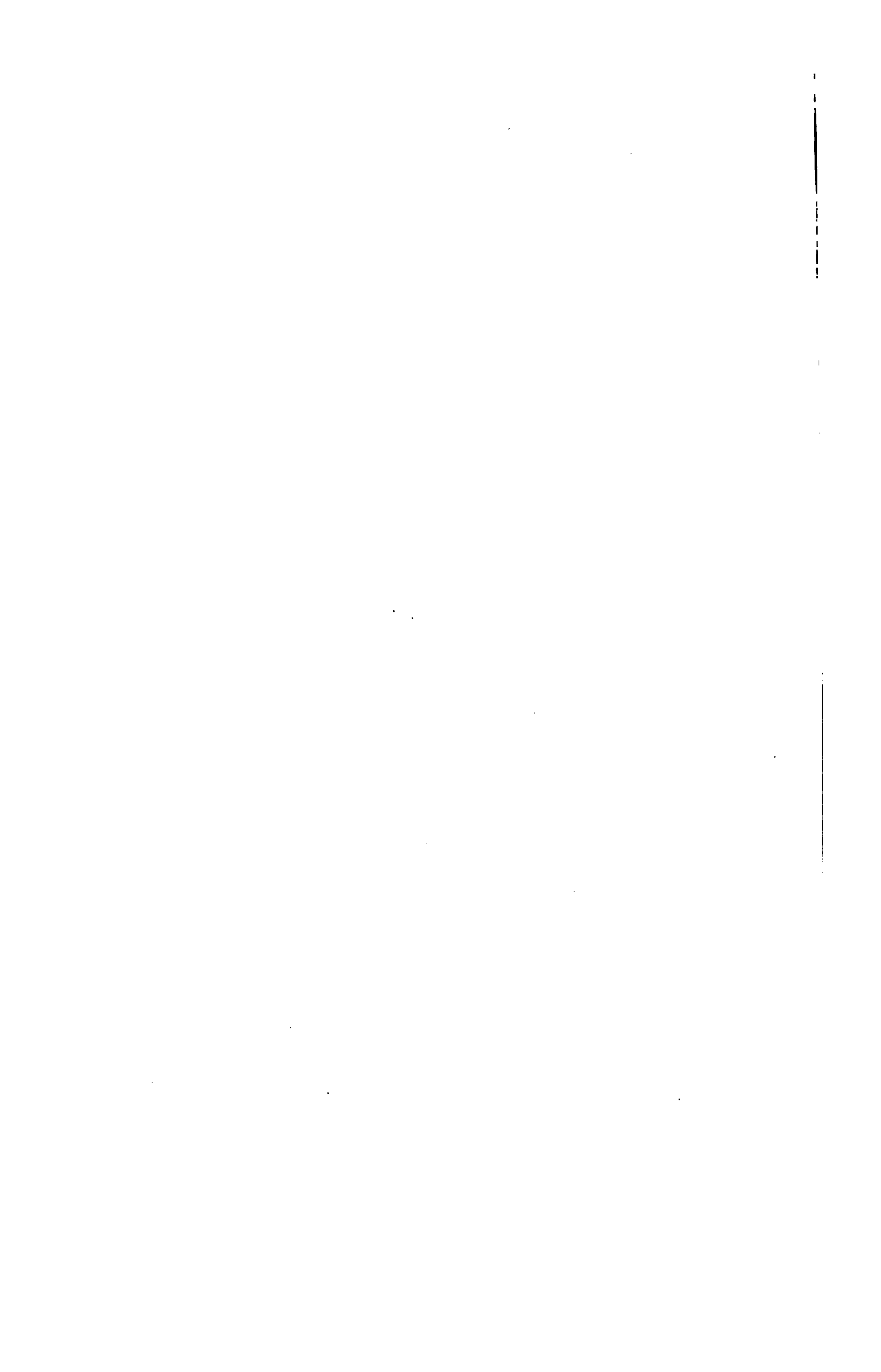
Fig. 74. Vergr. 300.
Stelle E (s. Textfig. 73), Querschliff.

Fig. 75. Vergr. 300.
Stelle M (s. Textfig. 73), Querschliff.

Fig. 76. Vergr. 300.
Stelle F (s. Textfig. 73), Querschliff.

Fig. 77. Vergr. 300.
Stelle F, Längsschliff.

Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Druck von A. Th. Engelhardt in Leipzig.



Dies wird auch durch eingehende Untersuchungen der drei oben genannten Forscher bestätigt.

Sehr interessant sind die Untersuchungen Heyn's,[1]) über welche hier in thunlichster Kürze berichtet werden muss.

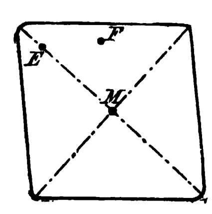
Formveränderungen im Metalle müssen offenbar auch von solchen im Kleingefüge (Gestalt, Grösse und gegenseitiger Anordnung der Körner) begleitet sein. In geätzten Längsschliffen gewalzten Flusseisens erkennt bereits das unbewaffnete Auge eine feine parallele Streifung in der Streckrichtung. Wird ein solches Metallstück in der Richtung dieser Streifung zusammengedrückt, so zeigen diese Streifen an einem parallel zur Druckrichtung geführten Schliffe eigentümliche Ausbiegungen. Diese Streifen rühren teils von der zeilenartigen Anordnung der Perlitkörner in der Walzrichtung, teils daher, dass die Ferritkörner häufig längs der linsenförmigen Schlackeneinschlüsse vom Ätzmittel tiefer ausgefressen sind und dunkler erscheinen. Bei genügend starker Stauchung tritt eine neue Erscheinung hinzu. Von den Ecken des Schliffes aus gehen dunkle Diagonalen nach innen. Innerhalb dieser dunklen Diagonalen erleiden die Fasern auf kurze Strecken eine doppelte Krümmung, woraus auf eine besonders starke Beanspruchung des Materiales in diesen Diagonalen geschlossen werden kann, und wirklich erfolgt ja auch erfahrungsmässig der Bruch dort zuerst. Bei noch weiter fortgesetzter Stauchung verbreitern sich diese Diagonalen zu breiten, gekrümmten Bändern. Die mikroskopische Untersuchung dieser Diagonalen zeigt lauter nahezu parallele Furchen, die durch das Ätzmittel ausgefressen sind und die dunkle Färbung verursachen. Ausserhalb der Diagonalen sind solche Furchen nicht zu beobachten. Fig. 71, Tafel XXI, zeigt durch die Schraffur die Lage dieser Furchen zur Diagonale und zur Richtung der Fasern. Solche Furchen treten auch ausserordentlich häufig bei Längsschliffen durch zerrissene Probestäbe auf. Diese Furchen bestehen aus aneinandergereihten, besonders tief ausgefressenen Ätzfiguren, deren Richtung im allgemeinen mit der Richtung der Zugkraft zusammenfällt. Hiernach lässt sich aus dem Auftreten der Furchen in den Diagonalen der Stauchproben auf das Vorhandensein von Zugspannungen innerhalb dieser

1) l. c.

Diagonalen schliessen, was noch durch die dort zu beobachtenden Verlängerungen der Ferritkörner bestätigt wird.

Fällt der geätzte Schliff nicht in die Walzrichtung, so ist die oben gekennzeichnete Streifung nicht vorhanden. Wohl aber kann eine eingehende metallographische Untersuchung noch Aufschlüsse über die inneren Vorgänge bei der Formveränderung in kaltem Zustande geben. So wurde Schienenstahl mit 0,21 % Kohlenstoff und 0,63 % Mangan, der in Form eines gewalzten Rundeisens von 36 mm Durchmesser vorlag, unter dem Dampfhammer kalt zu einem Vierkantstabe von 29 mm Seitenlänge ausgeschmiedet. Einen mit Kupferammonchlorid (1 : 10) geätzten Querschliff zeigt Fig. 72, Tafel XXI). Auch hier ziehen sich breite, dunkle Bänder von den

Fig. 73.

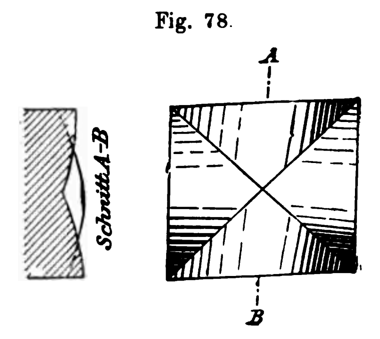


Ecken diagonal nach innen. Sie sind wiederum die Begleiterscheinungen einer dort stattgehabten stärkeren Beanspruchung. An den beiden abgerundeten Ecken bemerkt man helle keilförmige Zwickel inmitten der dunklen Umgebung, die wegen der Abrundung der Ecken eine geringere Beanspruchung zu ertragen hatten. Es wurden nun an drei verschiedenen, in Fig. 73 eingezeichneten Stellen des Querschnittes in 300facher Vergrösserung Handzeichnungen hergestellt, in denen der Perlit schwarz, der Ferrit weiss dargestellt ist (Fig. 74 bis 77, Tafel XXI). Fig. 74 (Stelle E), zeigt eine Streckung der Ferritkörner in der Richtung der Diagonale. Stelle F und M (Fig. 75 u. 76, Tafel XXI) zeigen kaum eine bevorzugte Längsrichtung. Einen Längsschliff durch den Stab endlich zeigt Fig. 77, Tafel XXI. Hieraus ergiebt sich, dass beim Kaltschmieden eines Rundstabes zu einem Vierkant die in den Diagonalen liegenden Körner nach zwei, die bei F liegenden Körner hingegen nur nach einer Richtung gestreckt werden. Demzufolge muss die achsiale Streckung der Teilchen in den Diagonalen kleiner sein, als beispielsweise an den Flachseiten bei F,

letztere müssen daher gegen erstere voreilen, wie dies auch die Form des Kopfendes eines solchen Stabes (Fig. 78) bestätigt.

Weitere Untersuchungen wurden mit Walzdraht (WI) von 3,5 mm Durchmesser und verschiedenen daraus gezogenen Drähten (IDI) gemacht. Heyn teilt nun die Ergebnisse für gezogenen Draht von 3,7 mm Durchmesser mit. Das Material war sehr

Fig. 78.



kohlenstoffarmes Flusseisen, das nur geringe Mengen Perlit enthielt, daher der Hauptsache nach nur aus Ferritkörnern aufgebaut war. Auf dem Querschnitte des Materiales zeigte sich in allen Stufen der Behandlung eine scharfe Trennung in zwei Zonen, eine äussere hellere Randzone und eine innere dunklere Kernzone, deren Ursprung bis zum gegossenen Block zurückführt. Die Korngrösse beider Zonen wies erheblichen Unterschied auf. Die diesbezüglichen Daten sind in der folgenden Tabelle zusammengestellt. Hierbei ist zu bemerken, dass in der 10. und 11. Kolumne die mittlere Grösse der Kornfläche im Querschliff als Quadrat gedacht und die Seiten dieser Quadrate in Kolumne 10 eingetragen sind, während die Kolumne 11 die für prismatisch gedachte Körner berechneten mittleren Kornlängen enthält.

Drahtmaterial aus weichem Flusseisen

Nr.	Behandlung der Probe	Festigkeitseigenschaften			
		Bruchdehnung in %, bezogen auf		Lage des Knickes in der Dehnungskurve	Bruchgrenze σ_B in kg/mm
		die Gesamtlänge des Drahtes	die Messlänge b		
1	Ursprünglicher gewalzter Draht WI von 5,22 mm Durchm. .	15,9 (l = 170)	24,7 (b = 68,5)	Knick nicht bemerkbar	36,9
2	Gewalzter Draht WI nach dem Zerreissen i. d. Zerreissmaschine	—	—	—	—
3	Draht IDI von 3,7 mm Durchmesser, gezogen aus dem Walzdraht WI. Zustand nach dem Verlassen des Zieheisens . .	1,3 (l = 150)	5,0 (b = 50)	Knick nicht bemerkbar	68,8
4	Gezogener Draht IDI von 3,7 mm Durchm. nach halbstündigem Glühen bei 470° C.	5,0 (l = 150)	9,5 (b = 50)	Knick nicht bemerkbar	63,0
5	Gezogener Draht IDI von 3,7 mm Durchm. nach halbstündigem Glühen bei 616° C.	14,3 (l = 150)	31,0 (b = 50)	Knick nicht bemerkbar	38,5
6	Gezogener Draht IDI von 3,7 mm Durchm. nach halbstündigem Glühen zwischen 710 und 810° C. . .	22,5 (l = 150)	32,7 (b = 50)	Knick bei 27,5 kg/mm²	37,8
7	Gezogener Draht IDI von 3,7 mm Durchm. nach halbstündigem Glühen zwischen 954 u. 969° C. langsam abgekühlt . . .	22,6 (l = 150)	33,4 (b = 50)	Knick bei 26,0 kg/mm²	37,0
8	Gezogener Draht IDI von 3,7 mm Durchm. nach halbstündigem Glühen zwischen 935 u. 950° C. schnell an der Luft auf einer Eisenplatte abgekühlt . . .	20,2 (l = 150)	30.0 (b = 50)	Knick bei 28,5 kg/mm²	39,6
9	Draht im Zustande 7, ½ St. bei 600° geglüht	—	—	—	—
10	Draht im Zustande 8, ½ St. bei 610° geglüht	—	—	—	—

in verschiedenen Behandlungszuständen.

	Gefügezustand				Bemerkungen über Anordnung und Gestalt der Ferritkörner
	Durchschnittl. Fläche der Ferritkörner in 10^{-6} $mm^2 = 1$ μ^2 im		Abmessung der zu Prismen reduzierten Kornvolumina in μ		
	Querschliff	Längsschliff	Seite der quadratisch gedachten Kornfläche im Querschliff	Länge des Prismas im Längsschliff	
Randzone	1660	1790	41,5	41,5	Körner gleichachsig, polyedrisch.
Kernzone	464	487	22,0	22,0	do.
Randzone	—	1110	14,4	77,1	Körner in der Zugrichtung stark gestreckt.
Kernzone	—	—		—	—
Randzone	353	648	19,0	34,5	Körner in der Zugrichtung schwach gestreckt. Schichtung. Linsenartige Kornform.
Kernzone	144	232	12,0	19,0	do.
Randzone	—	602	19,0	34,5	Körner in der Zugrichtung schwach gestreckt. Schichtung. Linsenart. Kornform.
Kernzone	..	—	—	—	—
Randzone	373	297	19,0	15,4	Schichtung im Längsschliff wie bei 3.
Kernzone	—	—	—	—	—
Randzone	497	469	22,0	22,0	Körner gleichachsig, polyedrisch, wie bei 8.
Kernzone	—	—	—	—	—
Randzone	1137	1025	33,0	33,0	Körner gleichachsig, polyedrisch.
Kernzone	850	762	29,0	29,0	Körner gleichachsig, polyedrisch.
Randzone	546	456	22,7	22,7	Körner gleichachsig, polyedrisch.
Kernzone	266	328	17,2	17,2	Körner gleichachsig, polyedrisch.
Randzone	--	1150	—	—	Gefüge durch Glühen nicht verändert.
Randzone	—	457	—	—	Gefüge durch Glühen nicht verändert.

Nach dem Zerreissen des Walzdrahtes in der Zerreissmaschine sind die Körner in der Nähe der Bruchstelle erheblich langgestreckt, weshalb die Kornfläche im Querschliff kleiner wird als beim ursprünglichen Walzdrahte. Das Volumen der Körner ist jedoch nach dem Zerreissen des Drahtes nahe gleich demjenigen im ursprünglichen Zustande. Hingegen ist das Körnervolum im Drahte IDI, der durch Ziehen aus WI erhalten worden war, sowohl in der Rand-, als in der Kernzone erheblich kleiner geworden als im ursprünglichen Walzdrahte, so dass offenbar beim Ziehen eine Zerteilung der Körner eingetreten sein muss. Die Körner haben deutlich ausgesprochene Längsrichtung, zeigen aber keineswegs die langgestreckte Form der Körner in der Zerreissprobe.

Bemerkenswert ist das Verhalten von Schlackeneinschlüssen, wie sich solche fast in jedem Flusseisen zeigen. Beim Walzen werden dieselben ohne Aufgabe ihres Zusammenhanges linsenartig ausgestreckt. Sie sind also bei der Temperatur des Walzens in gewissem Grade plastisch, wenigstens, wenn sie vollkommen in die Eisenmasse eingebettet sind. Erfolgt jedoch die Streckung bei gewöhnlicher Temperatur, so kann ein Zerreissen der Schlackeneinschlüsse beobachtet werden, wobei jedoch die Eisenkörner in die Zwischenräume zwischen den Schlackentrümmern hineingepresst werden, so dass keine Hohlräume entstehen.

Auch versuchte Heyn die Erscheinungen der Fliessfiguren, wie sie bei Zerreissstäben auftreten, auf mikrographischem Wege zu verfolgen. Ein vorher auf einer Seite polierter Flachstab wurde einer allmählich gesteigerten Zugbeanspruchung ausgesetzt, bis eben die ersten Fliessfiguren auftraten, worauf sofort Entlastung erfolgte. Die Fliessfiguren sind in Fig. 79, Tafel XXII, abgebildet. Sie zeigen den bekannten Verlauf: parallele, zur Stabachse geneigte Streifen werden von anderen Streifen durchsetzt, welche mit der Stabachse einen kleineren Winkel einschliessen. Fig. 80, Tafel XXII, giebt die in der vorigen Figur durch einen Pfeil angedeutete Stelle in 29facher Vergrösserung wieder und lässt erkennen, dass ausserhalb der Fliessfiguren die ursprüngliche glatt polierte Fläche noch unversehrt vorhanden ist; dass dagegen innerhalb der Streifen die Oberfläche knitterig wurde, offenbar infolge des Umstandes, dass sich durch die Beanspruchung die einzelnen Ferritkörner mehr oder weniger aus der Oberfläche herausgedreht haben. Heyn weist hier mit Recht auf den bereits von Martens

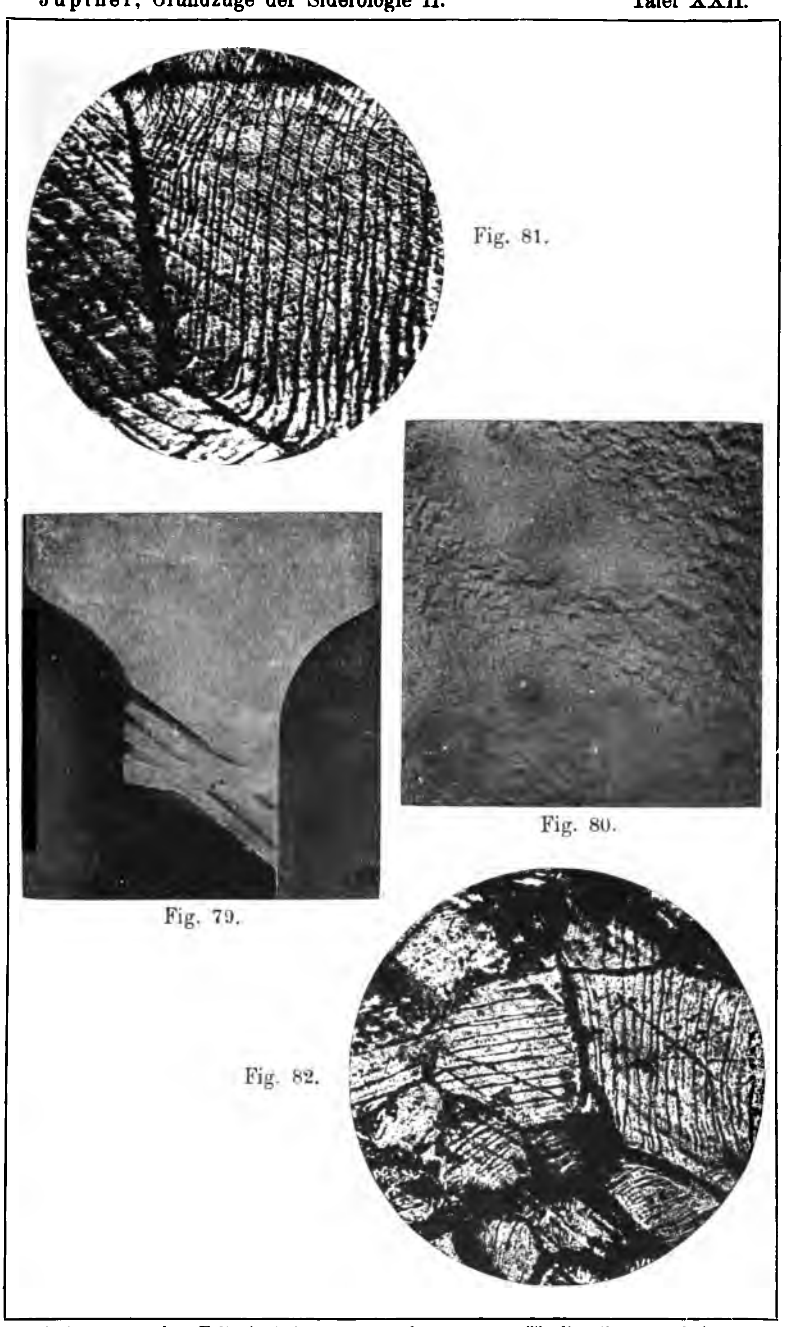


Fig. 81.

Fig. 80.

Fig. 79.

Fig. 82.

Verlag von Arthur Felix in Leipzig. Druck von A. Th. Engelhardt in Leipzig.

und Krisch ausgesprochenen Gedanken hin, dass bei Beginn des Fliessens die Spannungen nicht über die ganze Länge des Stabes gleichmässig verteilt sind, sondern dass periodisch stärkere und schwächere Spannungen abwechseln, so dass an den Stellen stärkerer Spannung die Deformation bereits eingetreten ist, während sie an den zwischenliegenden Stellen noch nicht den Grad erreicht hat, um eine Lagen-, beziehungsweise Formveränderung der Ferritkörner hervorzurufen. Die Spannungen würden sich dann wie die Wellen auf einer Wasseroberfläche verteilen.

Ewing und Rosenhain unterwarfen Streifen verschiedener Metalle mittels einer geeigneten, am Mikroskoptische angebrachten Vorrichtung einem Zuge, der bis zum Zerreissen des Streifens gesteigert werden konnte. Das Mikroskop gestattete die Veränderungen, welche eine und dieselbe Partie des Metallstreifens während der gesteigerten Spannung erlitt, genau zu verfolgen. Solange hierbei die Elastizitätsgrenze nicht überschritten war, liess sich keine Veränderung erkennen. Sobald jedoch eine bleibende Formveränderung eintrat, zeigten sich an der Oberfläche der Metallkörner feine schwarze Linien, deren Zahl mit wachsender Spannung zunahm. Diese Linien verlaufen mehr oder weniger gerade und liegen in jedem einzelnen Korn parallel, laufen jedoch in verschiedenen Körnern in verschiedenen Richtungen. Zuerst treten jene Linien auf, welche annähernd senkrecht zur Spannungsrichtung liegen, bei gesteigerter Spannung treten zu diesen geneigte Linien in anderen Körnern hinzu. Steigert man die Spannung noch weiter, so treten an einzelnen Körnern mehrere Systeme solcher Linien auf, und Ewing und Rosenhain konnten selbst viele solche Liniensysteme an einem einzigen Metallkorne beobachten. Fig. 81 u. 82, Tafel XXII zeigen solche Linien, wie sie an schwedischem Eisen beobachtet wurden. Wird das Metall einer sehr starken Spannung ausgesetzt, so wird die Oberfläche desselben so rauh, dass man davon keine befriedigende Photographie erhalten kann.

Nach dem Aussehen könnte man diese Linien für Sprünge halten, doch zeigt eine kurze Überlegung, dass dies nicht der Fall sein kann. Wenn man ein Stück derartig behandeltes Eisen eine Zeit lang ruhen lässt oder auf 100° C. erwärmt,[1]) so erhält es

1) J. Muir, „On the Recovery of Iron from Overstrain", Phil. Trans. A. 1899.

seine ursprüngliche Elastizität und Festigkeit wieder, obwohl die schwarzen Linien nicht verschwunden sind; poliert man ein Metallstück, das diese Linien zeigt, so verschwinden dieselben und erscheinen selbst nach einer leichten Ätzung nicht wieder. Diese Linien können somit keine Sprünge sein, sondern sie erweisen sich als Stufen, welche durch Verschiebung einzelner Teile der Krystallkörner längs ihren Gleitflächen entstanden sind.

Fig. 83 und 84 sollen dies verdeutlichen. Fig. 83 stellt einen Schnitt durch die oberen Partien zweier bei *C* aneinanderstossenden Metallkörner dar, die noch keiner Spannung ausgesetzt waren. Die punktierten Linien deuten die Richtung der Gleitflächen an. Wird nun das Metall über seine Elastizitätsgrenze hinaus einer Spannung unterworfen, so verschieben sich einzelne Teile der Krystallkörner längs ihren Gleitflächen und

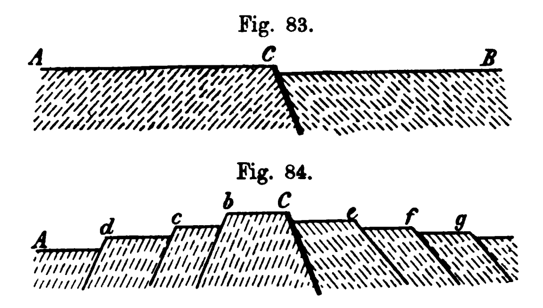


Fig. 83.

Fig. 84.

es entsteht das in Fig. 84 schematisch dargestellte Bild. Die Richtigkeit dieser Annahme zeigt sich, wenn man ein derartiges Präparat bei sehr schiefer Beleuchtung unter dem Mikroskope betrachtet. Dann erscheinen die früher dunklen Linien hell, weil das Licht durch die schiefen Gleitflächen in das Mikroskop reflektiert wird, während alles andere dunkel bleibt. Der Entstehung dieser Linien entsprechend haben Ewing und Rosenhain dieselben als „Gleitlinien" („Slip-bands") bezeichnet.

Diese Gleitlinien treten nun nach den Genannten immer dann auf, wenn irgend ein Metall eine bleibende Formveränderung erleidet, gleichgiltig auf welche Weise dieselbe hervorgerufen worden sei und sind die Ursache der als „Fliessen" bezeichneten Erscheinung. Die Partien zwischen zwei Gleitlinien eines Metallkorns werden während der Spannung nicht bleibend, sondern nur elastisch deformiert, und die Wirkung eines Zuges, welche hinreicht, eine

bleibende Deformation hervorzurufen, ist daher analog einer Kraft, welche die statische Reibung zwischen zwei aufeinanderliegenden Flächen überwindet. Hier muss noch erwähnt werden, dass diese Gleitlinien in plastischen Metallen, wie Blei, Gold und Kupfer viel geradliniger und regelmässiger auftreten als in harten Metallen, wie Eisen und Nickel.

Während durch die oben beschriebenen Gleitungen die Orientierung der gegeneinander verschobenen Partien eines und desselben Metallkornes nicht verändert wurde, treten unter dem Einflusse von Spannungen manchmal auch Gleitungen auf, wobei die krystallographische Orientierung eines Teiles gegenüber dem benachbarten eine Änderung erleidet, d. h. Gleitungen, welche mit einer gleichzeitigen und gleich starken Drehung der Moleküle des einen Teiles verbunden sind. Derartige Erscheinungen, welche also eine Bildung von Zwillingskrystallen hervorrufen, wurden besonders bei Blei, Gold, Kupfer und Nickel nachgewiesen.

Wie man sieht, spielen somit die Gleiterscheinungen eine hervorragende Rolle bei jener Deformation, welche, wie wir beispielsweise die Dehnung und Querschnittsverminderung als Maass der Zähigkeit benutzen. Wenn es also auch, wie früher gezeigt wurde, bei gleichartigem Materiale in erster Linie für die mechanischen Eigenschaften derselben maassgebend ist, so lehren doch gerade die Versuche von Heyn und von Ewing und Rosenhain, dass unter der Einwirkung äusserer Kräfte auch mannigfache Veränderungen innerhalb der Metallkörner vor sich gehen, und diese sind natürlich in erster Linie von der Natur dieser Körner selbst abhängig.

Zum Verständnis dieser Vorgänge müssen wir die Veränderungen betrachten, welche an Mineralkrystallen zufolge des Einwirkens äusserer Kräfte eintreten und die von einigen Gelehrten[1]) studiert wurden. Man unterscheidet die folgenden beiden Arten solcher Formänderungen:

---

1) Mügge, „Über Translation und verwandte Erscheinungen an Krystallen". Neues Jahrb. f. Mineralogie 1898, I.

Mügge, „Über neue Strukturflächen an den Krystallen gediegener Metalle". Neues Jahrbuch f. Mineralogie 1899, II, S. 55.

Mügge, Neues Jahrbuch f. Mineralogie 1889 I, S. 130; 1892 II, S. 91; 1895 II, S. 211.

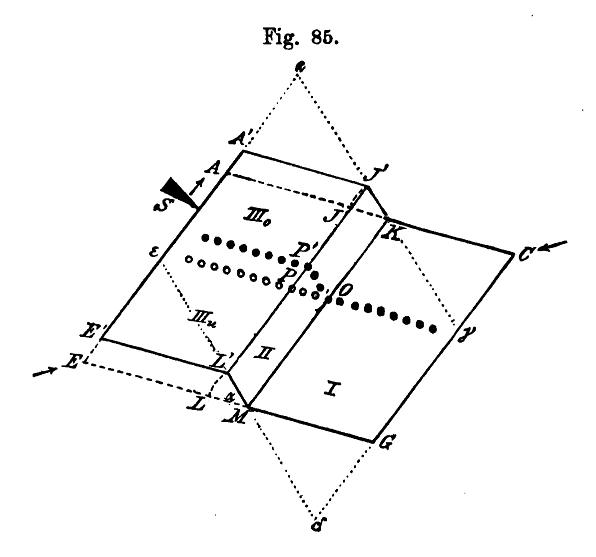
Reusch, „Über eine besondere Gattung von Durchgängen in Steinsalz und Kalkspat". Ann. Phys. Chem. 1867, Bd. 132, S. 441.

a) Deformation unter Zwillingsbildung. Ein gutes Beispiel bietet ein Kalkspatspaltungsstück $ACGE$, Fig. 85, das in der Richtung EC eine Pressung erleidet. Hierbei wird das Stück $AJLE$ parallel zu sich selber nach $A'J'L'E'$ verschoben, während das Stück $JKML$ nach $J'KML'$ gedreht wird. Diese Drehung erfolgt um den Winkel a, dessen Grösse krystallographisch gegeben ist durch den Ausdruck:

$$\sphericalangle AEM = \sphericalangle L'MK.$$

Natürlich können statt einer einzigen, auch zahlreiche solcher Zwillingslamellen in einem Krystalle auftreten, und derselbe kann

Fig. 85.



sich bei dieser Art der Deformation jeder beliebigen Form des ihm während der Deformation verfügbaren Raumes innig anschmiegen. Bei geätzten Schliffen muss eine derartige Deformation am Ätzgefüge kennbar sein, indem gleichwertige Partien des deformierten Krystalles auch gleichorientierte Ätzfiguren zeigen müssen. Sind die Lamellen sehr dünn, so erscheinen auf dem geätzten Schliff „Ätzfurchen“, gebildet aus zusammenhängenden Reihen von Ätzfiguren, deren Lage eine andere ist als jene in der Nachbarschaft. Heyn hat solche Ätzfurchen an Spaltungsstücken von verbranntem Eisen gefunden, welche teils parallel, teils geneigt zu den Diagonalen der Würfelflächen verliefen, und Mügge hat an ähnlichen Spaltungsstücken von Eisen durch Druck derartige

Zwillingslamellen künstlich hervorgerufen. An geätzten Längsschliffen zerrissener Stäbe treten häufig in den Ferritkörnern gestreifte Bänder mit unvollkommenen Ätzfiguren auf, die jedoch anders orientiert sind als jene im übrigen Kornquerschnitte, welche wohl gleichfalls auf Deformationen der Ferritkörner unter Zwillingsbildung zurückzuführen sein dürften.

b) Translation (Mügge). Während bei der Deformation durch Zwillingsbildung in einzelnen Partien des deformierten Krystalles Drehungen um bestimmte Winkel vor sich gehen, erfolgt bei der Translation die Deformierung des Krystalles durch blosse Verschiebung längs gewisser, durch die regelmässige Lagerung der Krystallmasse bedingter Ebenen. Denkt man sich z. B. durch einen Würfel parallel zu einer Würfelfläche einen

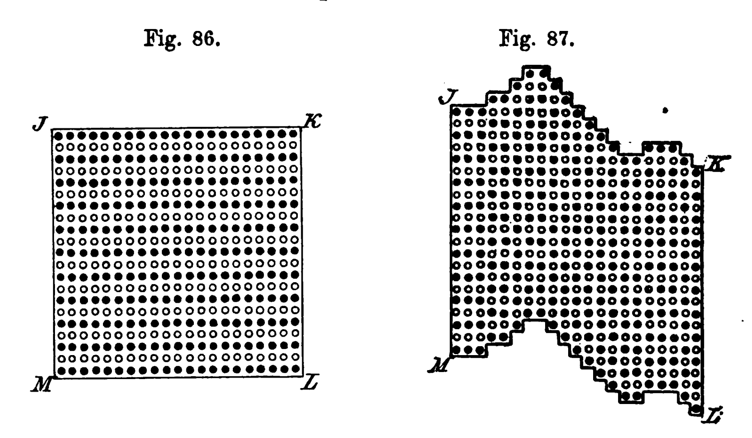


Fig. 86. Fig. 87.

Schnitt gelegt, so erhält man eine quadratische Fläche. In Fig. 86 ist diese mit den darin enthaltenen Molekülreihen (schwarze und helle Kreisflächen) schematisch dargestellt. Nun seien die Moleküle parallel zu der Quadratseite JK leichter verschiebbar als in anderer Richtung, so ist es denkbar, dass unter Einwirkung äusserer Kräfte Verschiebungen eintreten, wie sie Fig. 87 darstellt. Die Verschiebung der Streifen macht sich nur auf den beiden Würfelflächen bemerkbar, welche senkrecht zur Verschiebungsrichtung liegen. Im Innern dagegen, wie auf den übrigen Würfelflächen ist am Krystall keine Spur der Verschiebung zu erkennen, weil ja der molekulare Aufbau der gleiche geblieben ist. Sehr geringe Verschiebungen machen sich

auf den beiden senkrecht zur Verschiebungsrichtung liegenden Würfelflächen nur durch zwei Streifen bemerkbar, die bei sehr geringer Dicke der Lamelle zu einem einzigen zusammenschrumpfen können. Diese Streifen hat Mügge als Translationsstreifen bezeichnet, sie sind identisch mit den früher erwähnten Gleitlinien.

Beim Eisen sind diese Translationsstreifen oft merkwürdig verbogen, was Heyn dadurch erklärt, dass die Translation in den Eisenkörnern erst bei verhältnismässig hohen Beanspruchungen eintritt und ihr eine anders geartete Deformation vorangeht. Dementsprechend haben auch bei seinen Versuchen die Schliffe ganz bedeutende Formveränderungen erfahren, bevor die Streifung merkbar wurde und bei dem früher erwähnten Zerreissstabe waren die Fliessfiguren bereits entwickelt, ohne dass in den durch das Fliessen auf der polierten Oberfläche sichtbar gewordenen Körnern auch nur die Spur einer Streifung zu entdecken gewesen wäre.

Daneben hat jedoch Heyn auch noch einfachere Deformationsvorgänge beobachtet, wie Biegungen der Ferritkörner, die an der sich langsam ändernden Orientierung der Ätzfiguren kenntlich ist.

Was nun weitergehende Formänderungen anbelangt, die von Trennungserscheinungen innerhalb der Körper begleitet sind, so kommt zunächst die Spaltung parallel zu gewissen Krystallflächen in Frage, wie sie von Stead[1]) beobachtet wurde. Vermutlich treten jedoch bei der weniger entwickelten Spaltbarkeit des Eisens auch Brüche nach beliebigen Flächen auf, wie dies ja auch bei Quarzkrystallen der Fall ist.

Bezüglich der Änderungen, welche Gestalt und Grösse der deformirten Körner durch das Ausglühen erleidet, kommt Heyn zu dem Schlusse, dass hierbei der Anfangszustand, von dem aus das Erhitzen erfolgte, von wesentlichem Einflusse ist. Befindet sich das Metall in einem durch Formänderung in der Kälte beeinflussten Zustande, so wird bereits bei verhältnismässig niedriger Temperatur eine Änderung in der Grösse der Körner eintreten. Befindet sich dagegen das Metall in seinem natürlichen Zustande, so wird eine durchgreifende Änderung erst oberhalb einer bestimmten Temperatur (der Krystallisationstemperatur) er-

---

1) Siehe Erster Teil dieses Buches.

reicht, und ein darauf folgendes Ausglühen unterhalb dieser Temperatur hat keinen Einfluss auf die Grösse der Ferritkörner.

Schliesslich muss hier noch erwähnt werden, dass bei den früher angeführten Versuchen mit gezogenem Draht der Knick in der Dehnungskurve erst dann eintritt, wenn derselbe bei einer über 700° C. liegenden Temperatur ausgeglüht wurde. Aus dem Umstande, dass in dem ursprünglichen gewalzten Drahte kein Knick in der Dehnungskurve vorhanden ist, schliesst Heyn mit Recht, dass der Zustand des gewalzten Eisens von dem bei genügend hoher Temperatur ausgeglühten abweicht, also wohl noch nicht als ein Normalzustand zu betrachten ist.

Nachträge.

A. Zum ersten Teile.

I. Mikrographie.

Uber die Anwendung der Photographie in der Mikrographie hat A. Martens in den Mitteilungen der königlich technischen Versuchsanstalten[1]) berichtet. Leider kann hier nur darauf verwiesen werden.

Zur Entwickelung der Ätzfiguren im Ferrit (S. 89) hat sich Stead ziemlich konzentrierter Salpetersäure bedient. Die an der bezeichneten Stelle angegebene Kupferammonchloridlösung wurde zuerst von E. Heyn empfohlen.[2]) Weitere Studien von Heyn über die Anwendung der Tiefätzung konnten erst im zweiten Teile berücksichtigt werden.

Eine sehr interessante Studie von Osmond[3]) über die Krystallographie des Eisens muss hier wenigstens erwähnt werden.

Es verdient Erwähnung, dass die Verhinderung einer Zustandsänderung durch plötzliche Abkühlung (wie beim Härten) nicht in allen Fällen möglich ist, wie E. Heyn an sauerstoffhaltigem Kupfer gezeigt hat.[4])

---

1) Mitteilgn. d. kgl. techn. Versuchsanst. 1899.

2) Die betreffende Arbeit Heyn's kam dem Verfasser erst während des Druckes zu Gesicht, und bei der nachträglichen Einschaltung auf S. 89 wurde leider die Angabe der Quelle übersehen, doch ist dieselbe im Litteraturverzeichnis (auf S. 294) angeführt.

3) Ann. des Mines 1900, Januar und August; The Metallographist 1900 und 1901.

4) Mitteilgn. d. kgl. techn. Versuchsanst. 1900.

2. Chemische Zusammensetzung der Eisenlegierungen.

Bezüglich der im Eisen auftretenden Formen des elementaren Kohlenstoffes ist auf die Arbeiten von H. Moissan[1]) hinzuweisen. Nach diesem existieren sowohl vom amorphen als vom graphitischen Kohlenstoff verschiedene Arten, deren Auftreten von der Temperatur abhängt, bis zu welcher die Kohle erhitzt wurde. Mit steigender Temperatur nimmt die Menge der fremden Begleitstoffe ab, die Widerstandsfähigkeit gegen Agentien aber zu. Die Worte Graphit und Temperkohle stellen demnach nur Gruppenbezeichnungen für Reihen verschiedener Formen des elementaren Kohlenstoffes dar. In Luxemburger Hochofensäuren konnte H. Moissan keine Diamanten nachweisen.

Über das Vorkommen von Phosphor im Eisen hat J. E. Stead[2]) eine sehr eingehende Studie veröffentlicht, die hier nur ganz kurz besprochen werden kann.

Eisen mit nicht mehr als 1,7 % Phosphor enthält nach ihm das Phosphid Fe_3P in fester Lösung. Hierher gehören alle kohlenstoffarmen Eisensorten des Handels. Unter gewissen Umständen kann es vorkommen, dass bei sehr phosphorreichen Eisensorten sich ein Teil des Phosphides aus der Lösung ausscheidet. Mit dem Phosphorgehalte wächst die Korngrösse und die Härte.

a) Kohlenstofffreies Eisen.

Eisen mit 1,7 bis 10,2 % Phosphor bestehen aus abwechselnden Mengen einer gesättigten Lösung von PFe_3 in Eisen und aus einem eutektischen Gemenge mit 10,2 % Phosphor, welche aus 61 % PFe_3 und 39 % der gesättigten Lösung von PFe_3 besteht.

Legierungen mit 10,2 bis 15,58 % Phosphor enthalten idiomorphe Krystalle von PFe_3 (bei einem Phosphorgehalte von 10,5 bis 12 % sehr schön entwickelt) oder allotriomorphe Krystalle, beziehungsweise Krystallkörner derselben Verbindung (bei 15 % Phosphorgehalt) umgeben von der eutektischen Mischung mit 10,2 % Phosphor.

Eisen mit 15,58 bis 21,68 % Phosphor enthält nach sehr langsamer Abkühlung Gemenge von Fe_3P und Fe_2P, die sich im

1) Der elektrische Ofen.
2) Journ. Iron and Steel Inst. 1900, II (Iron and Phosphorus).

Pulver leicht mit dem Magnet sondern lassen. $Fe_3 P$ wird von einem solchen leicht angezogen, $Fe_2 P$ jedoch nur schwach.

Legierungen mit 21,68 bis 24 % Phosphor enthalten zwei Bestandteile, deren einer $Fe_2 P$ ist.

b) Kohlenstoffhaltiges Eisen.

Schmilzt nun die gesättigte feste Lösung des Phosphides mit kohlenstoffhaltigem Eisen zusammen, so wird nahe dem Schmelzpunkte ein Teil des Eisenphosphides abgeschieden. Doch lässt sich auf diese Weise nicht die ganze Menge des Phosphides aus der festen Lösung ausfällen.

Der in Lösung verbleibende Teil des Phosphides (bei sehr langsamer Abkühlung bis 0,60 %, bei rascherer Abkühlung bis 0,75 %) erscheint im Perlit.

Bei Stahl mit weniger als 0,10 % Phosphor wird ein Teil des Phosphides durch Kohlenstoff aus der festen Lösung verdrängt, wenn der Kohlenstoffgehalt über 0,9 % steigt. Dieses brüchige Phosphid umhüllt dann die Körner. In solchen Fällen bleibt jedoch der grösste Teil des Phosphides in Lösung.

Wird phosphorhaltiges Eisen cementiert, so wird so lange Phosphor aus der festen Lösung verdrängt, bis letzterer nur mehr 0,6 % Phosphor bei 1,3 % Kohlenstoff enthält.

Wird phosphorreicher Stahl über den Schmelzpunkt der eutektischen Phosphidlösung erhitzt, so saigert dieser eutektische Lösung aus, während nur der in fester Lösung verbleibende Anteil zurückbleibt. Beim Cementationsprozesse wird das so ausgesaigerte Phosphid von der umgebenden Holzkohle absorbiert.

Die gesättigte Lösung des Phosphides im Eisen zeigt den kritischen Punkt A_3 selbst beim Erhitzen über 1000° C. nicht, es findet also auch kein Übergang des Eisens vom β- in den γ-Zustand statt. Bei Gegenwart von Kohlenstoff tritt diese Umwandlung jedoch ein.

Die Menge des Kohlenstoffes, welcher von phosphorhaltigem Metall aufgenommen werden kann, hängt von der Menge des vorhandenen Eisenphosphides ab. Reines Eisen kann nahe 5 % C aufnehmen. Besteht das Metall gänzlich aus $Fe_3 P$, so wird kein Kohlenstoff aufgelöst. Bei dazwischenliegenden Eisensorten verhält sich der mögliche Maximal-Kohlenstoffgehalt nahe umgekehrt, wie der Gehalt von $Fe_3 P$.

Der Phosphor scheint in hochgekohltem Eisen keine Abscheidung von Graphit zu bewirken.

Der Schmelzpunkt der eutektischen Phosphidlegierung liegt in allen phosphorhaltigen Roheisensorten bei 1000° C. Die Gegenwart dieser eutektischen Phosphidlegierung im Roheisen lässt sich selbst dann noch mittels des Mikroskopes erkennen, wenn der Gehalt nur 0,03 % beträgt. Bei weissem Roheisen lässt sich Phosphid und Carbid unter dem Mikroskop durch die Anlauffarben unterscheiden.

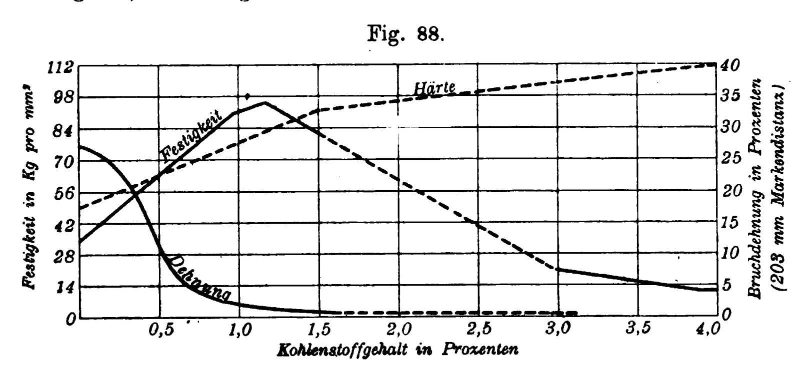
Schon im Jahre 1886 hat P. W. Shimer[1]) das Auftreten von Titancarbid in den Eisenlegierungen nachgewiesen.

Bezüglich der chemischen Zusammensetzung der Schlacke ist auf eine Arbeit von Zulkowski über die Konstitution der Schlacken und Gläser („Die chemische Industrie") hinzuweisen.

B. Zum zweiten Teile.

H. M. Howe giebt die in Fig. 88 ersichtliche graphische Darstellung über den Zusammenhang von Kohlenstoffgehalt mit Festigkeit, Dehnung und Härte.[2])

Fig. 88.



E. Heyn[3]) hat eine interessante Studie über die Wirkung des Wasserstoffes auf Eisen veröffentlicht, und aus derselben folgende Schlüsse gezogen:

1. Wird Flusseisen in Berührung mit Wasserstoff auf Temperaturen von 730° bis 1000° C. erhitzt und abgeschreckt, so ist

1) Trans. Am. Inst. Ming. Eng., October 1886.

2) The constitution of cast-iron (Trans. Am. Inst. Ming. Eng., Februar 1901).

3) „Eisen und Wasserstoff". Stahl u. Eisen 1900, Nr. 16.

es erheblich spröder, als wenn die dem Abschrecken vorausgehende Erhitzung in Luft erfolgt. Langsame Abkühlung im Wasserstoff, sowie Abschrecken nach Erhitzung in diesem Gase bei Temperaturen unterhalb 730° C. bringt keine Wirkung hervor, die mit den angewendeten Mitteln festgestellt werden könnte.

2. Durch Glühen bei Rotglut in Stickstoff oder Luft wird die Wirkung des Wasserstoffes wieder beseitigt. Doch genügen bereits erheblich niedrigere Wärmegrade, um diese Wirkung ganz oder teilweise zu beheben.

3. Höherer Kohlenstoffgehalt scheint die Wirkung des Wasserstoffes in den abgeschreckten Proben beim Wiedererhitzen in Luft hartnäckiger zurückzuhalten, als dies bei kohlenstoffärmerem Materiale der Fall ist.

4. Selbst ein längeres Liegen der nach dem Erhitzen in Wasserstoff abgeschreckten Proben kohlenstoffarmen Materiales an der Luft bei gewöhnlicher Zimmertemperatur scheint eine Verminderung der Sprödigkeit im Gefolge zu haben.

5. Lässt man über eine Flusseisenprobe bei beispielsweise 820° C. Wasserstoff gehen und ersetzt hierauf unter sonst gleich bleibenden Verhältnissen den Wasserstoff durch Stickstoff, so bleibt das Material nach dem Abschrecken zähe, es zeigt keine Wasserstoffwirkung.

6. Die Wirkung des Wasserstoffes dringt von der Oberfläche der Probe her nach innen allmählich vor.

J. A. Brinell hat es versucht, seine Härteprobe auch zur Bestimmung der Festigkeit, Streckgrenze u. s. w. zu benutzen. So erhält er die Festigkeit in kg/mm^2 durch Multiplikation der mit einer Kugel von 10 mm Durchmesser bei 3 t Druck erhaltenen Härtezahl mit 0,346, während er bei Bestimmung der Streckgrenze eine Kugel von 5 mm Durchmesser benutzt und den Druck so lange steigert, bis das Auftreten von Fliessfiguren bemerkbar zu werden beginnt u. s. w. Jedenfalls müssen noch weitere Versuche mit Eisenmaterialien verschiedener Zusammensetzung und Provenienz abgewartet werden, um ein Urteil über die allgemeine Brauchbarkeit dieser Methode zu gewinnen.[1])

1) Näheres im Jernkont. Ann. 1901, Heft 2 und 3 (Axel Wahlberg).

Anhang.

Temperatur der Glühfarben

mit Le Chatelier-Pyrometer bestimmt von Maunsel White und F. W. Taylor.

Dunkelkirschrot, schwarzrot	500° C.
Dunkelrot, blutrot	566° „
Dunkelkirschrot, beginnendes Kirschrot	635° „
Mittelkirschrot	694° „
Vollkirschrot	746° „
Hellkirschrot, hellrot	843° „
Orange, lachsrot	899° „
Hellorange, hellachsrot	941° „
Gelb	996° „
Hellgelb	1079° „
Weiss	1205° „

Litteratur.

I. Einfluss der thermischen Behandlung und der Bearbeitung von Eisenlegierungen auf ihre Konstitution

und Nachtrag zum ersten Teile.

Arnold, J. O., „The internal Architecture of Steel". The Metallographist III, p. 267.

— „Allotropic theory and Hardening Power of Low Carbon Steel". The Metallographist, I, p. 358.

— „Microchemistry of Cementation". The Metallographist II, p. 56.

— (Diffusion des Kohlenstoffes). Journ. Iron Steel Inst. 1899, I.

— „The relation between the Hardening Power and the Retardation of Low Carbon Steel". The Metallographist II, p. 165.

— „The physical influence of elements on Iron". Journ. Iron Steel Inst. 1894, I.

Arnold und William, „The Diffusion of Elements in Iron". The Metallographist II, p. 278.

Campbell, E. D., „The Constitution of Steel". Journ. Iron Steel Inst. 1899, II; The Metallographist III, p. 13.

— (polymere Eisencarbide). Trans. Am. Inst. Ming. Eng., 27. Februar 1897.

Campion, „Some Experiments on the Methods of Annealing Steel". The Metallographist IV, p. 53.

Charpy, G., „Microscopic study of metallic alloys". The Metallographist I, p. 87.

Dorums, A., Ritter v., „Studien und Betrachtungen über Ungleichmässigkeitserscheinungen des Stahlschienenmateriales". Zeitschr. d. österr. Ing.- u. Arch.-Ver. 1896, Nr. 13, 14 u. 15.

— „Weitere Studien über Schienenstahl". Zeitschr. d. österr. Ing.- u. Arch.-Ver. 1898, Nr. 44, 45, 46, 47 u. 48.

— „Die neueren Fortschritte in der Flusseisenerzeugung". Zeitschr. d. österr. Ing.- u. Arch.-Ver. 1900, Nr. 44.

Fay, H., „Segregation of Phosphorus in a Piece of cold rolled shafting". The Metallographist IV, p. 115.

Fay und Badlam, „The effect of Annealing upon the physical properties and the Microstructure of a Low Carbon Steel". The Metallographist IV, p. 31.

Forquignon (Glühen von Eisen), Récherches sur la fonte malléable et sur la recuit des aciers. Paris 1881.

Hadfield, „Steel and Iron Alloys". The Metallographist I, p. 130.
Hannover, „Casting on Mica of metallographic preparations". The Metallographist IV, p. 29.
Heyn, E., „Die Mikrostruktur des Stahles". Stahl u. Eisen 1899, 1. und 15. August.
— „Kupfer und Sauerstoff". Mitteilungen der königl. techn. Versuchsanstalt, Berlin 1900.
— „Die Verwendbarkeit der Metallmikroskopie für die Prüfung der Werkzeugstahle". Mitteilungen der kgl. techn. Versuchsanstalt, Berlin 1900.
— „Mikroskopische Untersuchungen an tief geätzten Eisenschliffen". Mitteilungen der königl. technisch. Versuchsanstalten, Berlin 1898.
— „Die Theorie der Eisenkohlenstoff-Legierungen". Stahl u. Eisen 1900, Nr. 12.
— „Eisen und Wasserstoff". Stahl u. Eisen 1900, Nr. 16. 1901, Nr. 17.
— „Die Umwandlungen des Kleingefüges bei Eisen und Kupfer durch Formänderung im kalten Zustande und darauf folgendes Ausglühen". Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. 1900.
Howe, H. M., „The Hardening of Steel". Journ. Iron Steel Inst. 1895, II.
— „The Hardening of Steel". Journ. Iron Steel Inst. 1897, I.
— „Further notes on the Hardening of Steel". Journ. Iron Steel Inst. 1896, I.
— „The heat treatement of Steel". Trans. Am. Inst. Ming. Eng., August 1893.
— „The Structure of Steele". The Metallographist II, p. 165.
— „The critical ranges in Iron and Steel". The Metallographist II, p. 257.
— „The Evidence for the Allotropic Theorie". The Metallographist II, p. 150.
— „The Allotropic Theorie and the Hardening Power of Low Carbon Steel". The Metallographist II, p. 77.
— (Korngrösse). Journ. Iron Steel Inst. 1898, I, p. 199.
Jüptner, H. v., „Eisen und Stahl vom Standpunkte der Phasenlehre". Stahl u. Eisen 1900, Nr. 23, 24.
— do. Stahl u. Eisen 1901, II, Nr. 15.
— „Iron and Steel from the point of view of the Phase-doctrine". Journ. Iron Steel Inst. 1900, II, p. 332.
— do. Journ. Iron Steel Inst. 1901, I.
— „Baumaterialkunde" II, Nr. 8, p. 84.
— (Ungleiche Verteilung des Schwefels). Österr. Zeitschr. f. Berg- u. Hüttenwesen 1896, S. 160.
— (Erklärung der Saigerungserscheinungen). Österr. Zeitschr. f. Berg- u. Hüttenwesen 1894, S. 201.
— „On the Determination of Hardening Carbon and Carbide Carbon". The Metallographist I, p. 154.
— (Konstitution der Eisenlegierungen). Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1901, 3. Juni
Le Chatelier, H., „Thermodynamique et Chimie". Bull. Soc. chim. de Paris.
— „Recherches sur la dissolution". Ann. d. Mines, Februar 1897.
— „De l'identité des lois de l'équilibre dans les phénoménes physiques, chimiques et méchaniques". Revue scientifique, 19. November 1887.
— „Sur la solubilité mutuelle des sels". Bull. de sc. de la Soc. française de Phys. 1894, 4.

Le Chatelier, H., „Les principes fondamentaux de l'énergétique et leur application aux phénomènes chimiques". Journ. de Phys. 3. Serie, III, Juli-August 1894.
— „Sur les changements d'état du fer et de l'acier". Compt. Rend. **129,** p. 279.
— „Sur la dilatation du fer et des aciers aux temperatures élevées. Compt. Rend. **129,** p. 331.
— „Sur les points fixes de transformation". Compt. Rend. **129,** p. 497.
— „Applications de la loi des phases aux alliages et aux roches". Compt. Rend. **130,** p. 20.
— „Sur les points anguleux des courbes de solubilité". Comp. Rend. **130,** p. 1606.
— „Un nouveau microscope pour l'étude des corps opaques". Rev. gén. d. sc. 1897, p. 43.
— „La loi des phase". Rev. gén. d. sc. 1899, p. 759.
— „Influence de la coulée sur la structure des métaux". Soc. d'Encour. 1897, p. 441.
— „Structure du fer et de l'acier d'après Stead". Soc. d'Encour. 1899, p. 127.
— „Sur un énoncé des lois des équilibres chimiques". Compt. Rend. 1884, **99,** p. 786.
— „Les alliages métalliques". Rev. gén. d. sc. 30. Juni 1895.
— (Eisen und Stahl vom Standpunkte der Phasenlehre). Bull. Soc. d'Encour. 1900, Nr. 11.
— „Der gegenwärtige Stand der Härtungstheorien". Rev. gén. d. sc. Januar 1897; the Metallographist I, p. 32.
— „On the Changes of State in Iron and Steel". The Metallographist III, p. 38.
— „The Dilatation of Iron and Steel at high Temperations". The Metallographist III, p. 152.
— „Notes on the Technology of microscopic Metallography". The Metallographist IV, p. 1.

Ledebur (Cementation). Handb. d. Eisenhüttenkunde, 3. Band.

Mannesmann, „Studien über den Cementationsprozess". Zeitschr. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1879.

Margueritte (Kohlung von Eisenschwamm). Comp. Rend. **59,** p. 726, 31. October 1864.

Morris, D. K. (magnetische Eigenschaften). Phil. Mag. II, 1897, p. 213.

Müller, F. C. G., „Über die Ausscheidungen in Bessemergüssen". Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. 1879, p. 494.
— „Über Wasserstoff- und Stickstoffgehalt in Eisen und Stahl". Ber. d. chem. Ges. 1881, p. 6.
— „Über die Gasausscheidungen in Stahlgüssen". Stahl u. Eisen 1882, p. 531.
— „Neuere Experimentaluntersuchungen über d. Gasgehalt von Eisen u. Stahl". Stahl u. Eisen 1882, S. 443.

Osmond, F., „Sur la transformations qui accompagnent la carburation du fer par le diamant". Comp. Rend. 16. März 1891.
— „De l'effet des basses températures sur certain aciers". Comp. Rend. 5. Juni 1899.
— „Sur la trempe des aciers extra-durs". Compt. Rend., 11. November 1895.

Osmond, F., „Metallography considered as a Testing Method". The Metallographist I, p. 5.
— „What is the inferior limit of the critical point A_2?" The Metallographist, Juli 1899.
— „Sur la cristallographie du fer". Ann. d. Mines, Januar 1900.
— „On the influence of low Temperatures upon certain Steels". The Metallographist II, p. 261.
— Compt. Rend. **121**, p. 684.
— Compt. Rend. **128**, p. 1396.
— Diskussion in „the fifth Report of the Alloys Researche Committee".
— „Segregation of Cementite". The Metallographist I, p. 356.
— „The relation between the Hardening Power and the Retardations of Low Carbon Steel". The Metallographist II, p. 79.
— „Transformation du fer et du carbone". Mém. d'artillerie de la marine 1888.
— „The microstructure of Alloys of Iron and Nickel". The Metallographist II, p. 69.
— „Études métallurgiques". Ann. d. Mines 1888, Juli-August.
— „Note on some instance of superficial Hardening". The Metallographist IV, p. 23.
— „Eisen und Stahl vom Standpunkte der Phasenlehre". Bull. Soc. d'Encour. 1900, Nr. 11.
Osmond und Cartaud, „Sur la cristallographie du fer". Ann. d. Mines, August 1900.
— — „New Reagents for the micrographic study of carburized Irons". The Metallographist III, p. 1.
Pourcel (Inhomogenität von Eisen). Ingenieur-Kongress in Chicago 1893.
Reinders, W., „Über die Legierungen von Antimon und Zinn". Zeitschr. f. anorg. Chemie 1900, **25**, p. 113.
— „Das Gleichgewicht von Blei und Zink mit Mischungen ihrer geschmolzenen Chloride". Zeitschr. f. anorg. Chemie 1900, **25**, S. 126.
Roberts-Austen, „Alloys". The Metallographist I, p. 137.
— „Fifth Report of the Alloys Research Comittee".
Roozeboom, „Eisen und Stahl vom Standpunkte der Phasenlehre". Zeitschr. f. phys. Chemie **34**, 4, S. 437.
— „On Iron and Steel from the point of view of the Phase-doctrine". Journ. Iron Steel Inst. 1900 II, p. 311.
— „Über Erstarrung flüssiger Gemische tautomerer Stoffe". Zeitschr. f. phys. Chemie **28**.
— „Löslichkeit und Schmelzpunkt als Kriterien für racemische Verbindungen u. s. w." Zeitschr. f. phys. Chemie **28**.
— „Erstarrungspunkt der Mischkrystalle zweier Stoffe". Zeitschr. f. phys. Chemie **30**.
— „Umwandlungspunkt bei Mischkrystallen". Zeitschr. f. phys. Chemie **30**.
— „On mixed Crystals of Sodium nitrate with Potassium nitrate and of Sodium nitrate with Silver nitrate". Kgl. Akad. van Wetenschappen te Amsterdam 1899, 22. November.
— „Mixed Crystals of Mercury Jodide and Bromide". Kgl. Akad. van Wetenschappen te Amsterdam 1899, 22. November.

Royston (Cementationsprozess). Journ. Iron Steel Inst. 1897, I.
Saniter, „Carbon and Iron". Journ. Iron Steel Inst. 1897, II. p. 115.
Sauveur, Alb., „The relation between the Structure of Steel and its thermal and mechanical treatment". Ingenieur-Kongress in Chicago, 2. August 1893; Journ. Iron Steel Inst. 1899, II, p. 195.
— „The relation between the Structure of Steel and its thermal and mechanical treatment". The Metallographist II, p. 264.
— „The Constitution of hardened Steel". The Metallographist II, p. 305.
Sauveur und Howe, „Relation between temperature and grain of Steel". Eng. Ming. Journ. 60, p. 537.
Shimer, Porter, W., „Titanium carbide in pig Iron". Trans Am. Inst. Ming. Eng., Oktober 1886.
Stabbs (Über ungleiche Zusammensetzung des Eisens). Journ. Iron Steel Inst. 1881.
Stansfield, A., „The present position of the solution theory of carburised Iron" (I. Teil). Journ. Iron Steel Inst. 1899, II.
— „The present position of the solution theory of carburised Iron" (II. Teil). Journ. Iron Steel Inst. 1900, II.
Stead, J. E. (Verteilung des Schwefels). Journ. Iron Steel Inst. 1893, I.
— „The crystalline structure of Iron and Steel". The Metallographist I, p. 289.
— (Einwirkung des Sauerstoffes auf die Herstellung schmiedbaren Gusses). Proc. Cleveland Inst. of Eng., Dezember 1895.
— (Eisen und Phosphor). Journ. Iron Steel Inst. 1900, II.
Wrightson, Discussion in „The fifth Report of the Alloys Research Comittee".

II. Die physikalischen Eigenschaften der Eisenlegierungen in ihrem Zusammenhange mit der chemischen Zusammensetzung, dem morphologischen Gefüge und der thermischen und mechanischen Bearbeitung.

Abt, A. (Magnetismus). Wiedemann's Ann. 1879, Nr. 8.
Arnold, J. O., Festigkeitseigenschaften von reinem Eisen. Engg. 9. Juli 1897.
– The physical influence of Elements on Iron. Journ. Iron Steel Inst. 1894, I.
Ashworth, J. R. (Magnetismus). Proc. Roy. Soc. 62, p. 210.
Baily, F. G. (Magnetismus). Proc. Roy. Soc. 60, p. 182.
Barrett, W. F. (Thermoelektrizität). Soc. Proc. Roy. Dublin Soc., 22. Febr. 1899.
— (Magnetismus). Phys. Soc., 27. Oktober 1899.
Barrett und Brown (Magnetismus und elektrisches Leitungsvermögen). Nature 58, p. 502.
Belloc, G, Thermoelektrisches Verhalten von weichem Eisen. Compt. Rend. 131, Nr. 5, p. 336
Caldwell, F. C. (Magnetismus). Elektr. World 32, p. 619.
Campbell, A. (Elektrisches Verhalten). Engg. 63, p. 468.
Chistoni und de Vecchi (Magnetismus). Ind. and Iron 24, p. 113.
— Nuovo Cimento, September 1897.

Clark, S. S. (Magnetismus). Proc. Am. Ass. Adv. of Sc. **97**, p. 137.
Claude, G. (Magnetismus). Compt. Rend., 19. Juli 1899.
Curie, P., „Thèse". Paris 1895.
Curie, Skl. (Magnetismus). The Metallographist 1898.
— (Magnetismus). Bull. Soc. d'Encour. **3**, p. 36.
— (Magnetismus). Bull. Soc. d'Encour., Commission des alliages, Januar 1898.
Déprez, M. (Magnetismus). Rev. gén. des Sciences, 15. Februar 1898.
Dewar und Fleming (Magnetismus). Proc. Roy. Soc. **60**, 1896, p. 57.
Dumas, L. (Magnetismus). Compt. Rend. **130**, Nr. 20 vom 3. Juli 1899.
Dumont, E. (Magnetismus). Compt. Rend. **126**, p. 741.
— (Magnetismus). Compt. Rend. 1897.
— (Magnetismus). Archiv des sc. physiques et naturelles. Genève **5**, p. 331.
Durward, A. (Magnetismus). Am. Journ. of Science **5**, p. 245.
Ebeling und Schmidt (Magnetismus). Zeitschr. f. Instr.-Kunde 1896.
— — (Magnetismus). Stahl u. Eisen **17**, S. 444.
Ewing, J. A. (Magnetismus). Min. Proc. Inst. Civil Eng. **126**, p. 185.
— (Magnetismus). Journ. Inst. El. Eng., **27**, p. 526.
Fleming (Magnetismus). Phys. Soc. 23. Juni 1899.
— (Magnetismus). Ind. and Iron **22**, p. 531.
Frank, H. (Magnetismus). Annalen der Physik 1900, Nr. 2, S. 338.
Grane, Nils (Magnetismus). Beibl. z. d. Ann. d. Phys. XIX, S. 915.
Gray und Taylor, Jones (Magnetismus). Proc. Roy. Soc. **67**, p. 208.
Guillaume, Ch. Ed. (Magnetismus). Bull. Soc. d'Encour. **3**. p. 260, März 1898.
— Ausdehnung von Nickelstahl. Compt. Rend., 17. Juli 1899.
Guthe, K. E. (Magnetismus). Ind. and Iron **22**, p. 354.
Hadfield, R., Silicium-Eisen-Legierungen. Journ. Iron Steel Inst. 1889, II.
— Eisen-Nickel-Legierungen. Journ. Iron Steel Inst.
— Eisen-Mangan-Legierungen. Journ. Iron Steel Inst. 1894, I.
— Eisen-Chrom-Legierungen. Journ. Iron Steel Inst.
— Eisen-Aluminium-Legierungen. Journ. Iron Steel Inst. 1890, II.
Heinke, C. (Magnetismus). Stahl u. Eisen **16**, S. 716; **17**, S. 295.
Holborn und Day, Ausdehnung des Eisens. Ann. Phys. 1901, **4**, S. 104.
— und Wien (Wärmeleitung). Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. **40**, S. 45.
Hopkinson (Magnetismus). Proc. Roy. Soc. **61**, p. 490.
Jones, E. T. (Magnetismus). Proc. Roy. Soc. **61**, p. 19.
Jüptner, H. v., Prakt. Handbuch f. Eisenhüttenchemiker.
— Analysenfehler. Stahl u. Eisen 1896, Nr. 13; Journ. Iron Steel Inst. 1896, Vol. I.
— Formeln zur Berechnung der Schmelzpunkte von Eisenlegierungen. Stahl u. Eisen 1898, II, S. 1039; Journ. Iron Steel Inst. 1898.
Kamps, Hans (Magnetismus). Stahl u. Eisen 1899, S. 1120, 1154.
— (Magnetismus). Stahl u. Eisen 1900, S. 988.
Leathem, J. G. (Magnetismus). Proc. Roy. Soc. **61**, p. 487.
Le Chatelier, H., Ausdehnung der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Bull. Soc. d'Encour. 1900.
— Ausdehnung der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Compt. Rend. 31. Juli 1899.
— (Ausdehnungs-Koëffizient). Ind. and Iron **27**, p. 426.

Le Chatelier, H., (Magnetismus). Compt. Rend. **119**, p. 272 (1894).
— (Magnetische Transformation). Ann. Chim. Phys. **13**, p. 377.
— (Thermische Ausdehnung). Compt. Rend. 7. August 1899.
— Elektrisches Leitungsvermögen von Eisenlegierungen. Bull. Soc. d'Encour. Nr. 3, p. 743—744.
— und Chantepie, Ausdehnung der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Compt. Rend., 7. August 1899.
Ledebur (Magnetismus). La Lumière électrique **27**, p. 61 (1888).
Martens, F. F. (Magnetismus). Stahl u. Eisen **16**, S. 1006.
Maurain, C., Compt. Rend., 13. August 1900.
— (Magnetismus). La magnetisme du fer. Paris 1899.
Maurain, M. (Magnetismus). Compt. Rend. **122**, p. 228.
Merritt, E. (Magnetismus). Proc. Am. Ass. Adv. Sc. **47**, p. 118.
Moldenke, R., Schmelzpunkt verschiedener Eisensorten. Stahl u. Eisen 1899, Nr. 1.
Moreau, G. (Magnetismus). Compt. Rend. **128**, p. 292.
Morris (Magnetismus). Phil. Mag. Vol. **44**, p. 213—254 (1897).
Osmond, F., Lage der kritischen Punkte bei Mangan-Eisen-Legierungen. Compt. Rend. 1897, 1er semestre.
— Kritische Punkte bei Eisen-Nickel-Legierungen. Compt. Rend. T. 118, p. 533 (1894).
— „Essais sur le magnétisme des aciers". Le Génie Civil **143** (1885).
— (Untere Grenze der Zone A_2). The Metallographist 1899.
— (Magnetismus). Compt. Rend., 30. Januar 1889.
— (Magnetismus). Compt. Rend., 4. Juni 1899.
— (Magnetismus). Compt. Rend., 19. Juni 1899.
Parshall (Magnetismus). Min. Proc. Inst. Civil Eng. **126**, p. 200.
— und Hobart (Magnetismus). Engg. **65**, p. 1, 41, 65, 99.
Peirce, B. O. (Magnetismus). Am. Journ. of Science **5**, p. 334.
Potts, L. M. (Magnetismus). Am. Journ. of Science **10**, p. 91.
Reis, v., Einheitliche Analysenmethoden. Stahl u. Eisen 1888, S. 93.
Rhoads, E. (Magnetismus). Proc. Am. Ass. Adv. of Sc. **97**, p. 136.
Richardson, S. W. (Magnetismus). Phys. Soc., 27. Oktober 1899.
— und Lownds (Magnetismus). Engg. **69**, p. 796.
Roberts-Austen, Fourth Report on the Alloys Research Committee.
— Fifth Report on the Alloys Research Committee.
Rudeloff, Ausdehnung der Eisen-Nickel-Legierungen. Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1896.
Ryder, Magnetismus im Kohlenstoffstahl. Engg. Ming. Journ. 1877, 13. Januar und 31. März.
Schmidt, E., Die magnetische Untersuchung des Eisens und verwandter Metalle. Halle 1900.
Schreber, K. (Magnetismus). The Electrican, 26. Oktober 1900, p. 16.
Stead, Phosphor und Eisen. Journ. Iron Steel Inst. 1900, II.
Stevens und Dorsey (Magnetismus). Electrican **43**, p. 759.
Svedelius, G. E (Thermische Ausdehnung). Phil. Mag. **46**, p. 173.
— Om järnets kritiska längd och temperaturförändringar. Upsala 1898.

Svedelius, G. E, Ausdehnung der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Phil. Mag. 96 (1898).

Thiessen, A. M. (Magnetismus). Proc. Am. Ass. Adv. of Science 97, p. 115.

Thörner, W., Spezifisches Gewicht von Eisen-Legierungen. Stahl u. Eisen 1886, p. 116.

Tomlinson, H., „The ferro-magnetic properties of Iron and Steel". Sheffield Soc. Eng. Metall., 18. Oktober 1897.

Tongel, R. van (Magnetismus). Chem.-Ztg. 21, S. 586.

Tréve, Aug., und Duranier, Léon, „Nouvelles recherches sur la magnétisme intérieur des aimants. Compt. Rend. 1875, 81, p. 1246.

— — Sur la distrubition du magnétisme à la surface des aimants. Compt. Rend. 1876, 83, p. 814.

Tsuruta, K. (Magnetismus). Journ. Coll. Science, Imp. University of Japan 9, p. 27.

Webb, H. S. (Magnetismus). Proc. Am. Ass. Adv. of Science 97, p. 137.

Wedding, H., Eisenprobirkunst.

— Einheitliche Analysenmethoden. Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl., 4. April 1898.

— Ausdehnung der Eisen-Nickel-Legierungen. Verh. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1899.

Weihe (Magnetismus). Electrican 39, p. 472.

Weiss, P. (Magnetismus). Journ. Franklin Inst. 142, p. 187.

West, T. J. (Schmelzbarkeit). Iron Trade Rev. 1897, 28. Oktober, 4. Novbr.

Wilde, H. (Magnetismus). Proc. Roy. Soc. 61, p. 291.

Wills, R. L. (Magnetismus). Phys. Mag. 50, p. 1.

Wilson, E. (Magnetismus). Elektr. Rev. 42, p. 313.

— (Magnetismus) Eng. 61, p. 267.

— (Magnetismus). Electrican 39, p. 672.

Wrightson, T. (Ausdehnung, Ausglühen u. s. w.). Min. Proc. Inst. Civil Eng. 123, p. 163.

Yoshijiro Kato (Magnetismus). Journ. Coll. Science, Imp. University of Japan 9, p. 295.

III. Beziehungen zwischen Konstitution, Bearbeitung und mechanischen Eigenschaften der Eisenlegierungen.

(Eine einigermassen vollständige Zusammenstellung der hierher gehörigen Litteratur — namentlich jener über die mechanischen Eigenschaften der Eisenlegierungen — konnte hier nicht gegeben werden, und beschränkt sich das nachfolgende Verzeichnis nur auf die wichtigsten Publikationen. Besonders wichtig ist jedoch das gross angelegte Werk von A. Martens: „Handbuch der Materialienkunde für den Maschinenbau".)

Andrews, T., Einfluss der kalten Bearbeitung. Proc. Civil Eng. 98, 4. Teil, 1893—1894.

Åkerman, R., Einfluss des Schwefels auf die mechanischen Eigenschaften. Zeitschr. d. Berg- u. hüttenm. Ver. f. Steiermark u. Kärnten 1876, S. 227, 229.

— On Hardening Iron and Steel. Journ. Iron Steel Inst. 1879, II.

Arnold, J. O., Einfluss des Härtens auf sehr weichen Stahl. Journ. Iron Steel Inst. 1896, I.

— Einfluss fremder Elemente auf die mechanischen Eigenschaften. Journ. Iron Steel Inst. 1894, I.

Auerbach (Härte). Wiedemann's Ann 43, S. 60 (1891); 45, S. 262 u. 277 (1892).

Baudrimont, Einfluss des Anlassens. Ann. de Chim. Phys., sér. 3, t 30, p. 304.

Baumhauer (Ätzfiguren). Neues Jahrb. f. Mineralogie 1889, I, S. 216.

Bauschinger, Einfluss des Ausglühens auf die mechanischen Eigenschaften. Mitteilgn. aus dem mechanisch-technischen Laboratorium in München Heft 13.

Behrens, „Das mikroskopische Gefüge der Metalle und Legierungen". (Über Härte u s w.)

Bell und Wingham, Einfluss des Kupfers auf die mechanischen Eigenschaften. Eng. Ming. Journ. 1887, II, p. 278. Journ. Iron Steel Inst. 1887, II, p. 444.

Benedicks, C. (Härte). Zeitschr. f. phys. Chemie 56, 5, 1901.

Bernardon, Einfluss niederer Temperaturen auf die Festigkeitseigenschaften. Rev. d'Artillerie, September 1890.

Bottone (Härte). Chem. News 27, p. 215 (1873).

Brinell (Härtebestimmung). Baumaterialkunde 1900, Nr. 18 bis 26; Congrès internat. des Méthodes d'essais. Paris 1900.

Campbell, H. H., Festigkeitsformeln. Trans. Am. Inst. Ming. Eng., Oktober 1898.

Campion, A. (Einfluss des Ausglühens). The Metallographist 1901, p. 53.

Charpy (Dehnungskurve und Fliessen). Compt. Rend. 97, p. 851 (1893).

Cunningham, A. C., Festigkeitsformeln. Proc. Am. Soc. Civil Eng. 23, p. 231.

Demange, Festigkeitsformeln. Le Courier de la Presse 1897, p. 349.

Deshayes, Einfluss des Mangans auf die mechanischen Eigenschaften. Ann. des mines 1879, p. 549.

— Festigkeitsformeln. Ann. des mines 1879, p. 339.

— Formeln für die Bruchdehnung. Ann. des mines, 1879. p. 339.

Ewing und Rosenhain, „The cristalline structure of metalls". Phil. Trans. Roy. Soc. of London 193, p. 352; The Metallographist 1900, p. 94.

Fairbairn, Einfluss des Erhitzens auf die mechanischen Eigenschaften. Rep. British Ass. Advancement of Science 1856, p. 405.

— Useful informations of engineers. London 1860.

Gauthier, Les alliages ferro-métalliques

Grosse, E. (Blaubruch). Glaser's Ann. 20, S. 21.

Hadfield, R, Alloys of Iron and Nickel. Proc. Inst. Civil Eng. 138, 4, 1898—1899.

— Einfluss des Chroms auf die mechanischen Eigenschaften. Journ. Iron Steel Inst.

— Einfluss des Mangans auf die mechanischen Eigenschaften. Journ. Iron Steel Inst. 1888, II, p. 70; 1894, I.

Hadfield, R., Einfluss des Siliciums auf die mechanischen Eigenschaften. Journ. Iron Steel Inst. 1889, II; Stahl u. Eisen 1889, S. 1004.

— Einfluss des Aluminiums auf die mechanischen Eigenschaften. Journ. Iron Steel Inst. 1890, II.

Heyn, E., „Eisen und Wasserstoff". Stahl u. Eisen 1900, Nr. 16.

— Mikroskopische Untersuchung an tief geätzten Eisenschliffen. Mitteilgn. d. kgl. techn. Versuchsanst. 1898, S. 310.

— Mikroskopische Untersuchungen über den Einfluss der Bearbeitung. Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing., Bd. 44.

Howard, James E. (Dehnungskurven). Rep. Chief Ordonance, U. S. N. Army 1893, p. 701.

— Einfluss der Temperatur auf die Festigkeitseigenschaften. Iron Age 1890, p. 585.

— Einfluss des Drahtziehens auf die mechanischen Eigenschaften. Stahl u. Eisen 1886, S. 176.

Howe, H. M., Einfluss der kalten Bearbeitung. Journ. Iron Steel Inst. 1895, II.

— Einfluss des Härtens auf sehr weiches Eisen. Journ. Iron Steel Inst. 1897, I.

— Einfluss des Kohlenstoffes auf die Festigkeit u. s. w. Eng. and Ming. Journ. 1887, I, p. 241.

— Einfluss des Mangans auf die mechanischen Eigenschaften. Eng. Ming. Journ. 1887, p. 423.

— Einfluss des Phosphors auf die mechanischen Eigenschaften. Eng. Ming. Journ. 1887, **44**, p. 135.

— Formeln für die Bruchdehnung. Metallurgy of Steel.

— „The constitution of cast iron". Trans. Am. Inst. Ming. Eng., Februar 1901.

Howe und Sauveur, Einfluss des Härtens auf sehr weichen Stahl. Journ. Iron Steel Inst. 1895, II; 1896, I.

Jüptner, H. v., Beziehungen zwischen chemischer Zusammensetzung und den physikalischen Eigenschaften von Eisen und Stahl. Leipzig 1896.

— „Beziehungen zwischen Zerreissfestigkeit und chemischer Zusammensetzung von Eisen und Stahl". Leipzig 1895. — (Auszug in Stahl u. Eisen 1898 Nr. 5 und 6.)

— do. (Stahl u. Eisen 1900, Nr. 18).

Kernschan, Einfluss der Walzrichtung auf die mechanischen Eigenschaften. The Digest 1897, p. 3; Baumaterialkunde II, p. 227.

Kerpely, A. v., Eisen und Stahl auf der Weltausstellung zu Paris.

— Ungarns Eisensteine und Eisenhüttenerzeugnisse.

Kirsch (Härtebestimmung). Mitteilgn. d. k. k. technol. Gewerbemuseums in Wien 1891, S. 79.

Kollmann, Einfluss der Temperatur auf die Festigkeitseigenschaften. Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1880, S. 92; 1881, S. 590.

Le Chatelier, A., Einfluss der Temperatur auf die Eigenschaften von Drähten. Compt. Rend. **109**, p. 58 (1889).

Le Chatelier, A., „Sur l'influence de la temperature sur les propriétés mecaniques des métaux". Paris 1892.

Ledebur, A., Die Legierungen in ihrer Anwendung für gewerbliche Zwecke. 2. Aufl. 1898.

— Einfluss der Temperatur auf die Festigkeitseigenschaften. Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing., Bd. **40**, 1896.

— Einfluss des Zinns auf die mechanischen Eigenschaften. Stahl u. Eisen 1901, S. 330.

— Einfluss von Wolfram auf die mechanischen Eigenschaften. Jahrbuch für das Berg- u. Hüttenwesen im Königreich Sachsen auf das Jahr 1879, S. 119.

— (Härte). Stahl u. Eisen 1889, S. 1000.

— Handbuch der Eisenhüttenkunde.

Lipin, W., Einfluss des Kupfers auf die mechanischen Eigenschaften. Stahl u. Eisen 1890, S. 536.

Martens, A., Das mikroskopische Gefüge von Flusseisen in gegossenen Blöcken. Mitteilgn. d. kgl. techn. Versuchsanst. 1893.

— Handbuch der Materialienkunde für den Maschinenbau.

Meyer, O., Ätzversuche an Kalkspat. Neues Jahrb. für Mineralogie 1883, S. 74.

Mitteilungen der kgl. techn. Versuchsanstalt in Berlin (Einfluss der Temperatur auf die Festigkeitseigenschaften) 1890, S. 159. (Auch Stahl u. Eisen 1890, S. 843.)

Morse, R. G., Korngrösse. Inst. Am. Ming. Eng., September 1899; The Metallographist 1900, p. 130.

Mügge, „Über Translation und verwandte Erscheinungen an Krystallen". Neues Jahrb. f. Mineralogie 1898, I.

— „Über neue Strukturflächen an den Krystallen gediegener Metalle". Neues Jahrb. f. Mineralogie 1899, II, S. 55.

— do. Neues Jahrb. f. Mineralogie 1889, I, S. 130; 1892, II, S. 91; 1895, II, S. 211.

Muir, J., „On the Recovery of Iron from Overstrain". Phil. Trans. A. 1899.

Naumann (Ätzfiguren). Elemente der Mineralogie.

Osmond, F., Einfluss der kalten Bearbeitung. Ann. des mines, 8. sér., **8**, p. 46, 1886.

— „Sur la métallographie microscopique". Comm. des méth. d'essa des materiaux de construction". 1892.

— „Méthode générale pour l'analyse microscopique des aciers au carbone". Bull. Soc. d'encour. 1895.

— und Werth, Einfluss der kalten Bearbeitung. Ann. des mines, 8. sér., **8**, p. 36, 1885.

Radinger, J. v., Neue Metalle für den Maschinenbau. Wien 1901.

Reusch, „Über eine besondere Gattung von Durchgängen in Steinsalz und Kalkspat". Ann. Phys. Chem. 1867, **132**, S. 441.

Roberts-Austen, Fifth Report of the Alloys Research Committee.

Rudeloff, M., Einfluss der Temperatur auf die Festigkeitseigenschaften. Mitteilgn. d. kgl. techn. Versuchsanst., Berlin 1893, S. 316.
— Einfluss des Nickels auf die mechanischen Eigenschaften. Verhandl. d. Ver. z Beförd. d. Gewerbfl. 1896, 1. u. 8. Heft.
— do. Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1898, S. 327.
— Einfluss niederer Temperaturen auf die mechanischen Eigenschaften. Mitteilgn. der kgl. techn. Versuchsanst., Berlin 1895, S. 197.
Salom, Festigkeitsformel. Trans. Am. Inst. Ming. Eng 14, p. 127.
Sattmann, Al., Einfluss der Bearbeitung auf die mechanischen Eigenschaften. Stahl u. Eisen 1892, S. 551.
Sauveur, Alb., Korngrösse. Ingenieur-Kongress in Chicago, 2. August 1893; Journ. Iron Steel Inst. 1899, II.
Spencer, Einfluss des Aluminiums auf die mechanischen Eigenschaften. Journ. Iron Steel Inst. 1890, II.
Stead, J. E., Einfluss des Arsen auf die mechanischen Eigenschaften. Journ. Iron Steel Inst. 1895, I.
— Korngrösse. Journ. Iron Steel Inst. 1898, I.
Steiner, Einfluss niederer Temperaturen auf die Festigkeitseigenschaften. Schweizer Bauzeitung 1895, S. 139.
Styffe, Knut, „Die Festigkeitseigenschaften von Eisen und Stahl". Weimar 1870.
Thurston, Einfluss des Walzens auf die mechanischen Eigenschaften. Stahl u. Eisen 1886, S. 93.
— Festigkeitsformel. Materials of Engineers, II, p. 420.
Tremery und Proirier-Saint-Brice, Einfluss des Ausglühens. Ann. des mines, sér. 2, t 3, p. 513.
Turner (Härtebestimmung). Stahl u. Eisen 1887, S. 564; 1888, S. 297.
Wahlberg, Axel (Härtebestimmung). Jernkont. Ann. 1901, p. 79; Journ. Iron Steel Inst. 1901, I u. II.
Wallrand (Blaubruch). Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. 1886, S. 138.
Webster, W. R., Festigkeit weicher Stahlsorten. Journ. Iron Steel Inst. 1894, I.
Wedding, H., Einfluss der Bearbeitung auf die mechanischen Eigenschaften. Sitzungsber. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1889, S. 91.
— Handbuch der Eisenhüttenkunde. 1. Band.
Wertheim, Einfluss des Anlassens. Poggend. Ann., Ergänzungsband 2, S. 57.
— Einfluss des Ausglühens auf Drähte. Ann. Chim. Phys. sér. III, t 12.

Autoren-Register.

Sach-Register.

D.

E.

F.

G.

